

**Beitrag zur Verarbeitung hochmanganhaltiger TWIP-Stähle in  
Stahlmischverbindung mittels Laserstrahlschweißen**

Dissertation

zur Erlangung des Doktorgrades der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Friederike Graß

geboren am 09.02.1988 in Wernigerode

genehmigt von der Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau der  
Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung

25.01.2019

Vorsitzender der Promotionskommission: Prof. Dr.-Ing. Hubert Schwarze

1. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

2. Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Wilko Flügge

## Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren der TU Clausthal in enger Zusammenarbeit mit der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH am Standort Salzgitter.

Ich bedanke mich bei meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling für die fachliche Betreuung meiner Arbeit und das mir entgegengebrachte Vertrauen während dieser Zeit. In diesem Zusammenhang möchte ich mich auch recht herzlich bei Frau Dr.-Ing. Antonia Schram, Frau M. Sc. Swenja Kamper und Dipl.-Ing. Kai Treutler für die Anregungen und Diskussion neuer Lösungsansätze bedanken.

Ein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Wilko Flügge für die Initiierung der Promotionsstelle, die Anregung zum gewählten Forschungsthema sowie die konstruktive Diskussion der Forschungsergebnisse. Auch für die Übernahme des Zweitgutachtens möchte ich mich bei ihm bedanken.

Ein großer Dank geht auch an Dr.-Ing. Matthias Höfemann, Dr.-Ing. Christian Fritzsche, Dr.-Ing. Tobias Böddeker und Dr.-Ing. Hans Christian Schmale sowie an alle Kollegen der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH und des Institutes für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren, die mich während der Erstellung dieser Arbeit unterstützt haben.

Außerdem bedanke ich mich bei Dietmar Lotz, Rainer Koreng, Waldemar Stockmann und Jens Sieverling für die Unterstützung bei der Durchführung der experimentellen Untersuchungen. Weiterer Dank gilt Daniel Beilner, Daniel Dzekan, Niklas Schildknecht und René Otto für die hervorragende und gewissenhafte Durchführung der experimentellen Untersuchungen ihrer Abschluss- und Studienarbeiten.

Für ihren festen Glauben an mich und die Unterstützung bei der Erreichung aller meiner Lebensziele möchte ich meinen Eltern Irene Graß und Siegfried Schmidt von ganzen Herzen danken.

## Kurzfassung

Hochmanganhaltige TWIP-Stähle gewinnen aufgrund ihrer hervorragenden Eigenschaften vor allem im Hinblick auf ihr Leichtbaupotential immer mehr an Bedeutung. Um diese Stähle in Mischbauweisen einsetzen zu können, ist es notwendig auch die schweißtechnische Verarbeitung mit anderen Stahlgüten zu realisieren. Die unterschiedlichen Legierungszusammensetzungen und damit verbundenen thermo-physikalischen Eigenschaften der Stähle stellen dabei einige Herausforderungen beim Schweißen dar. Es ergeben sich in Abhängigkeit des Aufmischungsverhältnisses der Grundwerkstoffe Schweißverbindungen mit Mischgefügen, die keine ausreichende Festigkeit aufgrund von spröden Phasen und Heißrissen aufweisen.

Vor diesem Hintergrund wird in dieser Arbeit das Aufmischungsverhältnis mit Hilfe von Schweißzusatzwerkstoffen dahingehend verändert, dass sich ein homogenes Schweißgut ergibt. Es werden geeignete Zusatzwerkstoffe ausgewählt und untersucht sowie weitere auftretende Problemstellungen erläutert. Anhand der Ergebnisse werden Optimierungsmaßnahmen abgeleitet und die gewonnen Erkenntnisse aus den metallographischen und mechanisch-technologischen Untersuchungen zur Übertragung auf eine bauteilähnliche Geometrie genutzt.

## Abstract

Because of their outstanding properties high manganese TWIP-steels have become increasingly important, especially with regard to their lightweight potential. To use these steels in mixed constructions it is necessary to realize the welding techniques also with other steel grades. Connected with the thermo-physical properties of the steels, the different alloy compositions create a lot of challenges during the welding process. Depending on the dilution of the basic materials, there are welding joints with mixed structures which have no sufficient strength caused by brittle phases and hot cracks.

In this context this work aims to get a homogeneously welded structure by changing the dilution with filler materials. In order to achieve this, suitable filler materials will be selected and investigated. Furthermore, occurring problems will be explained. Finally, measures will be implemented based on the results and the findings from the metallurgical and mechanical testing procedures will be used for the transfer to component-related structures.

---

**Inhaltsverzeichnis**

|  |     |
|--|-----|
| Vowort.....  | I   |
| Kurzfassung.....   | II  |
| Abstract.....  | II  |
| Inhaltsverzeichnis .....   | III |
| Abkürzungen und Formelzeichen .....  | VI  |
| 1 Einleitung.....  | 1   |
| 2 Stand der Technik und Forschung.....                                     | 3   |
| 2.1 Laserstrahlschweißen .....   | 3   |
| 2.1.1 Wechselwirkung von Laserstrahlung und Materie.....                   | 3   |
| 2.1.2 Schweißen mit Laserstrahlung.....                                    | 5   |
| 2.2 Hochmanganhaltige Stähle .....   | 6   |
| 2.2.1 Legierungskonzepte von FeMn-Stählen.....                             | 6   |
| 2.2.2 Wirksamkeit der Legierungselemente .....                             | 7   |
| 2.2.3 Verformungsmechanismen .....   | 8   |
| 2.2.4 Physikalische und mechanische Eigenschaften von FeMn-Stählen.....    | 11  |
| 2.2.5 Herstellungsverfahren von hochmanganhaltigen Stählen .....           | 12  |
| 2.2.6 Schweißtechnische Verarbeitung der hochmanganhaltigen TWIP-Stähle .. | 13  |
| 2.3 Stahlmischverbindungen.....  | 15  |
| 2.3.1 Schweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen.....                         | 16  |
| 2.3.2 Schweißzusatzwerkstoffe für Schwarz-Weiß-Verbindungen.....           | 17  |
| 3 Ausgangssituation und Forschungsziel .....                               | 20  |
| 4 Lösungsansatz .....  | 22  |
| 5 Versuchsgrundwerkstoffe .....  | 24  |
| 6 Anlagen- und Prüftechnik .....   | 26  |
| 6.1 Laserstrahlschweißanlage.....  | 26  |

---

|       |  |    |
|-------|--|----|
| 6.2   | Prüftechnik.....   | 27 |
| 6.2.1 | Metallographische Untersuchungen und Ermittlung der Härteverteilung.....   | 27 |
| 6.2.2 | WDX – Elektronenstrahlmikrosondenanalyse (ESMA) .....  | 28 |
| 6.2.3 | Tiefungsversuch nach Erichsen.....   | 28 |
| 6.2.4 | Quasistatische Zugversuche.....  | 29 |
| 6.2.5 | Dynamische Schwingungsprüfung.....   | 29 |
| 6.2.6 | Schadensanalyse mittels Rasterelektronenmikroskop .....  | 30 |
| 7     | Versuchsaufbau und –durchführung.....  | 31 |
| 8     | Einsatz von Schweißzusatzwerkstoffen.....  | 32 |
| 8.1   | Auswahl der verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe .....  | 32 |
| 8.2   | Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Nahtausbildung und<br>Oberflächenqualität .....                        | 33 |
| 8.3   | Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Gefügeausbildung und<br>Gefügeigenschaften.....                        | 35 |
| 8.4   | Einfluss auf die Härteverteilung im Schweißgut.....  | 39 |
| 8.5   | Einfluss auf die Elementverteilung im Schweißgut .....   | 40 |
| 8.6   | Mechanisch-technologische Eigenschaften von Mischverbindungen unter Verwendung<br>von Schweißzusatzwerkstoffen ..... | 42 |
| 9     | Einsatz und Optimierung eines hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes .....   | 47 |
| 9.1   | Einfluss von Schweißschutzgasen.....   | 52 |
| 9.2   | Einfluss Drahtbeschichtung.....  | 61 |
| 9.3   | Einfluss Ultraschallanregung .....   | 71 |
| 10    | Mechanisch-Technologische Schweißnahteigenschaften.....  | 80 |
| 10.1  | Quasistatische Längszugversuche .....  | 80 |
| 10.2  | Dynamisch schwingende Längszugversuche .....   | 85 |
| 11    | Übertragung der Ergebnisse auf eine bauteilähnliche Geometrie.....   | 89 |
| 12    | Zusammenfassung.....   | 94 |

---

|                             |       |
|-----------------------------|-------|
| 13 Ausblick.....            | 96    |
| Literaturverzeichnis.....   | i     |
| Abbildungsverzeichnis ..... | xiii  |
| Tabellenverzeichnis .....   | xvii  |
| Anhang.....                 | xviii |
| Lebenslauf .....            | xxix  |

**Abkürzungen und Formelzeichen**

| Abkürzungen      | Bezeichnung                        |
|------------------|------------------------------------|
| A                | Absorptionsgrad                    |
| BH               | Bake-Hardening                     |
| CP               | Komplexphasenstahl                 |
| CrNi             | Chrom-Nickel                       |
| DP               | Dualphase                          |
| DVS              | Deutscher Verband für Schweißen    |
| ESMA             | Elektronenstrahlmikrosondenanalyse |
| et al.           | und andere                         |
| FeMn             | Eisen-Mangan                       |
| Gew .            | Gew icht                           |
| GKZ              | Grobkornzone                       |
| GW               | Grundw erkstoff                    |
| HMn              | Hochmangan                         |
| HSD <sup>®</sup> | high strength and ductility        |
| IF               | interstitiellf reier Stahl         |
| kfz              | kubisch-flächenzentriert           |
| krz              | kubisch-raumzentriert              |
| MAG              | Metall-Aktiv-Gas                   |
| MIG              | Metall-Inert-Gas                   |
| MS               | Martensitstahl                     |
| Nd               | Neodym                             |
| R                | Reflektionsgrad                    |
| REM              | Rasterelektronenmikroskop          |
| SFE              | Stapelfehlerenergie                |
| SG               | Schw eißgut                        |
| T                | Transmissionsgrad                  |
| TS               | Tiefschweißen                      |
| TRIP             | Transformation Induced Plasticity  |
| TWIP             | Tw inning Induced Plasticity       |
| WDX              | w ellendispersive Mikrosonde       |
| WEZ              | Wärmeeinflusszone                  |
| WLS              | Wärmeleitungsschweißen             |



| Abkürzungen | Bezeichnung              |
|-------------|--------------------------|
| YAG         | Yttrium-Aluminium-Granat |
| Yb          | Ytterbium                |

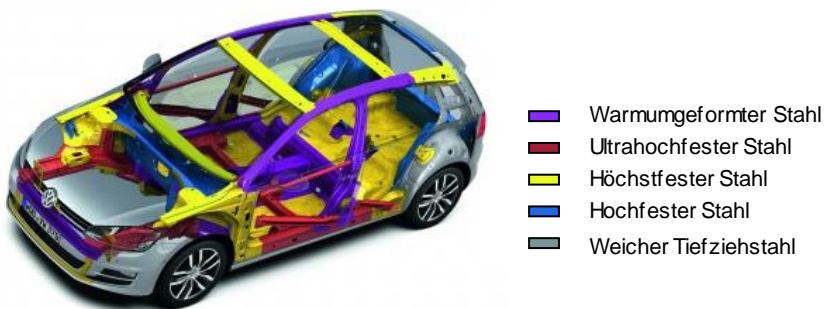
| Formelzeichen | Dimension         | Bezeichnung  |
|---------------|-------------------|--|
| A             | %                 | Gleichmaßdehnung                                     |
| Al            | -                 | Aluminium  |
| C             | -                 | Kohlenstoff  |
| Cr            | -                 | Chrom  |
| E             | GPa               | Elastizitätsmodul                                    |
| $E_p$         |                   | Peierlpotenzial                                      |
| f             | Hz                | Frequenz   |
| $f_L$         | mm                | Fokuslage  |
| Fe            | -                 | Eisen  |
| I             | W/m <sup>2</sup>  | Intensität   |
| $I_0$         | W/m <sup>2</sup>  | Intensität beim Eintritt in das absorbierende Medium |
| Mn            | -                 | Mangan   |
| Nb            | -                 | Niob   |
| Ni            | -                 | Nickel   |
| $P_L$         | kW                | Laserleistung  |
| $R_e$         | MPa               | Streckgrenze   |
| $R_m$         | MPa               | Zugfestigkeit  |
| s             | mm                | im Werkstück zurückgelegte Strecke                   |
| T             | °C                | Temperatur   |
| $\Delta T$    | K                 | Erstarrungsintervall                                 |
| Ti            | -                 | Titan  |
| $\dot{V}$     | l/min             | Schutzgasmenge                                       |
| $v_D$         | m/min             | Drahtfördergeschwindigkeit                           |
| $v_s$         | m/min             | Schweißgeschwindigkeit                               |
| $\rho$        | g/m <sup>3</sup>  | Dichte   |
| $\mu$         | -                 | linearer Absorptionskoeffizient                      |
| $\Gamma$      | mJ/m <sup>2</sup> | Stapelfehlerenergie                                  |





## 1 Einleitung

Steigende Kundenanforderung an die Fahrzeugsicherheit, den Fahrkomfort sowie dem Klimaschutz durch Senkung von CO<sub>2</sub>-Emissionen stellen Automobilhersteller vor die Herausforderungen neue Lösungskonzepte zur Erreichung dieser Ziele zu entwickeln. Gleichzeitig sollen aber auch ökonomische Aspekte berücksichtigt werden, um die Wettbewerbsfähigkeit der Produkte zu gewährleisten. Ein Ansatz ist dazu die Reduzierung des Fahrzeuggewichtes, um den Kraftstoffverbrauch zu senken. Vor allem die Karosserie als eine der massereichsten Komponenten besitzt hierbei großes Leichtbaupotential durch den Einsatz der Materialmischbauweise, Abbildung 1-1 [Fri13], [Hen11], [SIZ12].



**Abbildung 1-1: Sicherheitsstruktur des Golf VII aus Stahl [SIZ12]**

Um den Werkstoffleichtbau in der Karosserie stetig weiteranzutreiben, werden immer mehr Werkstoffe entwickelt und in Mischbauweise eingesetzt. Vor allem Werkstoffe mit geringerer Dichte wie z. B. Aluminium sollen dabei herkömmliche Strukturen aus Stahl substituieren. Um diesem Wettbewerb standhalten zu können, sind Stahlhersteller bestrebt neue Stähle auf den Markt zu bringen, die aufgrund ihrer angepassten Eigenschaften hinsichtlich Festigkeit und Duktilität eine Wanddickenreduzierung und damit verbunden eine Gewichtseinsparung ermöglichen ohne die Funktion des Bauteils hinsichtlich seiner Crashstabilität zu beeinflussen. Zu diesen Stählen gehören auch die neuartigen hochmanganhaltigen Stähle, welche sich basierend auf dem twinning induced plasticity Effekt (TWIP) durch herausragende Festigkeits- und Verformungseigenschaften auszeichnen. Sie vereinen sowohl eine sehr hohe Festigkeit von bis zu 1000 MPa als auch eine gleichzeitig erhöhte Bruchdehnung von bis zu 50 %. [Ott11]

Das Auftreten des TWIP-Effektes ist abhängig von der Stapelfehlerenergie und dem Grundgefüge, die wiederum durch die chemische Zusammensetzung des Materials bestimmt werden. Vor allem Mangan und Kohlenstoff stabilisieren ein austenitisches Gefüge. Dieses Legierungskonzept hat allerdings im Vergleich zu konventionellen Stählen veränderte thermophysikalische Eigenschaften zur Folge, die auch die schweißtechnische Verarbeitung dieser Stahlgruppe beeinflusst. Um den geforderten kostenoptimierten Leichtbau zu realisieren ist es dennoch zwingend notwendig Stahlleichtbauwerkstoffe wie die hochmanganhaltigen

TWIP-Stähle auch in Stahlmischbauweise verarbeiten zu können. Im Karosseriebau wird hierbei häufig das Laserstrahlschweißen angewendet. Dabei kommt es aufgrund unterschiedlicher physikalischer und chemischer Eigenschaften der verschiedenen Stahlgüten zu fügetechnischen Herausforderungen wie die Ausbildung von spröden Gefügephasen oder Fehlstellen im Schweißgut.

Vor dem beschriebenen Hintergrund hat die vorliegende Arbeit zum Ziel die schweißtechnische Verarbeitung eines hochmanganhaltigen TWIP-Stahls in Stahlmischverbindung zu beschreiben. Vor allem der Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Gefüges Zusammensetzung und Schweißnahtqualität soll ausführlich untersucht und daraus Handlungsempfehlungen für das Laserstrahlschweißen mit Schweißzusatzwerkstoffen abgeleitet werden.

## 2 Stand der Technik und Forschung

### 2.1 Laserstrahlschweißen

Das Wort LASER ist eine Abkürzung für den englischen Begriff „Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation“ und bedeutet Lichtverstärkung durch stimulierte Emission von Strahlung. Diese Emission basiert auf Wechselwirkungen zwischen Licht und Materie. Dabei sendet die Materie die erzwungene Strahlung aus. Das Prinzip dieser stimulierten oder induzierten Emission sowie die entsprechenden quanten-mechanischen Grundlagen wurden bereits zu Anfang des 20. Jahrhunderts von Einstein beschrieben. Der erste funktionstüchtige Laser wurde 1960 von Theodore Harold Maiman in Zusammenarbeit mit der Firma Hughes Research Laboratories entwickelt [Fah03], [Dil06], [Pop05].

#### 2.1.1 Wechselwirkung von Laserstrahlung und Materie

Trifft ein Laserstrahl auf die Oberfläche eines Werkstückes, wird die elektromagnetische Energie in Wärme umgewandelt. Dabei ist die Effizienz der Lasermaterialbearbeitung besonders davon abhängig, wie viel Strahlenergie in das Material eingekoppelt wird. Ein direktes Maß für die Prozesseffizienz ist hierbei die Prozessgeschwindigkeit, die beschreibt, wie viel Masse je Energie- und Zeiteinheit bearbeitet werden kann [Hue09], [Buc06].

Der Laserstrahl wird dabei teilweise vom Werkstück absorbiert. Ein zweiter Teil wird beim Auftreffen auf die Werkstückoberfläche reflektiert und ein dritter Teil geht direkt durch das Material, ohne auf eine Wechselwirkung mit der Materie einzugehen (Transmission). Dabei ist das Verhältnis von Absorption, Reflexion und Transmission werkstoffabhängig. Viele Metalle weisen beispielsweise keine oder kaum Transmission auf [Buc06], [Her93]. Die Summe der Anteile beträgt unter Berücksichtigung der Energieerhaltung den Wert 1. [Buc06], [Koc11], [Her93], [Pop05]

$$A + R + T = 1 \quad (2.1)$$

A: Absorptionsgrad

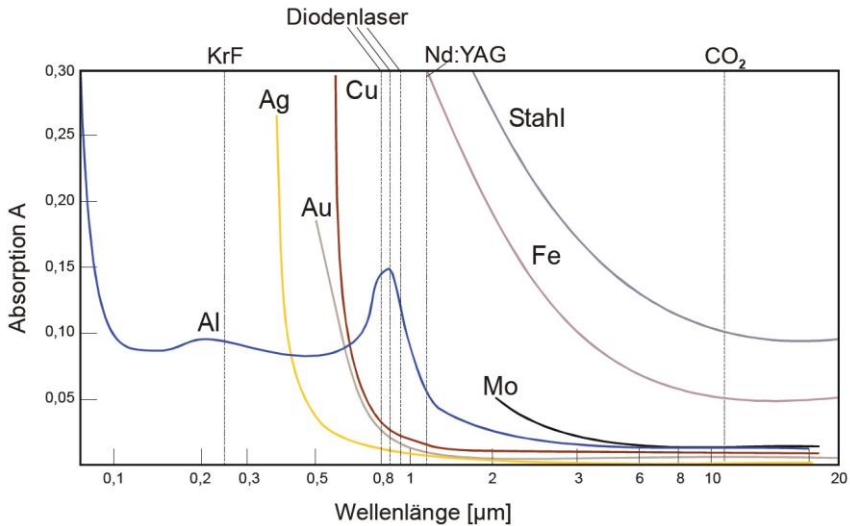
R: Reflexionsgrad

T: Transmissionsgrad

Entscheidend bei der Lasermaterialbearbeitung ist der Absorptionsgrad. Dieser ist abhängig von der Wellenlänge des Laserlichtes, der Polarisation, des Einfallswinkels sowie von dem zu bearbeitenden Werkstoff, der Temperatur und der Oberflächenbeschaffenheit. Je höher der Absorptionsgrad ist, desto mehr Energie kann in das Werkstück eingekoppelt werden. [Buc06], [Ste10], [Her93], [Ste08]

In Abbildung 2-1 ist der Absorptionsgrad einiger Werkstoffe für verschiedene Laserarten bei Raumtemperatur dargestellt. Es ist zu sehen, dass die Gruppe der Festkörperlaser wie z. B. der Nd:YAG-Laser für Eisen und Stahl einen deutlich höheren Absorptionsgrad aufweist als die

Gruppe der Gaslaser wie z.B. der CO<sub>2</sub>-Laser und daher eine hohe wirtschaftliche Relevanz für die stahlverarbeitende Industrie besitzt [Dil06], [Her93], [Kul10].



**Abbildung 2-1: Absorptionsverhalten verschiedener Werkstoffe und Laserstrahlquellen [SF15a]**

Bei der Einkopplung der Strahlleistung in den Werkstoff sinkt die Intensität der eingetretenen Strahlung gemäß dem Lambert-Beerschen Gesetz exponentiell [Eic13], [Koc11], [Her93]:

$$I = I_0 \cdot e^{-\mu s} \quad (2.2)$$

$I$ : Intensität

$I_0$ : Intensität beim Eintritt in das absorbierende Medium

$\mu$ : linearer Absorptionskoeffizient

$s$ : im Werkstück zurückgelegte Strecke

Der Grund für diese Abnahme liegt in den Wechselwirkungen zwischen der elektromagnetischen Welle und dem Material. Bei der Absorption der Laserstrahlung, wird das gesamte Elektronengas zum Schwingen angeregt, da nur die Elektronen den elektromagnetischen Feldern der Strahlung folgen können. Die positiv geladenen Teilchen (Atomkerne) schwingen durch die Ladungsverschiebung nach. Es kommt zu einem Energieübergang, der schließlich zu einer makroskopischen Temperatursteigerung des Werkstoffs führt [Koc11], [Eic13].

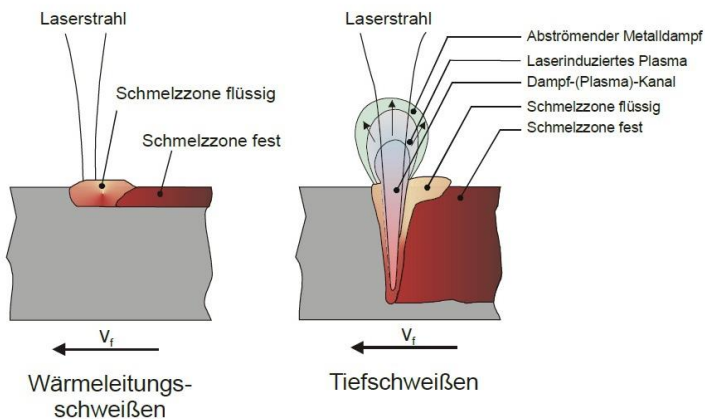


### 2.1.2 Schweißen mit Laserstrahlung

Das Laserstrahlschweißen gehört zu den Schmelzschweißprozessen. Es findet immer häufiger Anwendung in der Industrie, da damit ein gutes Verhältnis von Schweißnahttiefe zu Schweißnahtbreite sowie eine schmale Wärmeeinflusszone erzeugt werden kann. Dadurch werden die Bauteile weniger thermisch belastet und es kommt zu weniger Verzug, was vor allem bei der schweißtechnischen Verarbeitung von wärmeempfindlichen Materialien von Vorteil ist. Außerdem ist es möglich mit Hilfe des Laserstrahlschweißens komplexe Schweißkonturen abzufahren, unterschiedliche Blechdicken sowie artfremde Fügmaterialien zu verschweißen. Es können schlanke Nahtgeometrien realisiert werden, bei denen eine Nachbearbeitung häufig nicht mehr notwendig ist. [Bli13], [Mat12], [Doh15], [DIN06]

Beim Laserstrahlschweißen können auch Schweißzusätze mittels eines Kaltdrahtes zugeführt werden, um das Schweißgut und die Schmelzbaddynamik maßgeblich zu beeinflussen und somit die Metallurgie und die damit verbundenen mechanisch-technologischen Eigenschaften der Verbindung zu optimieren.

Beim Laserstrahlschweißen werden zwei Verfahrensvarianten das Wärmeleitungsschweißen (WLS) und das Tiefschweißen (TS) unterschieden, Abbildung 2-2. Die meisten metallischen Werkstoffe reflektieren die auftreffende Laserstrahlung bis zu 95% [Dil06]. Diesen Effekt macht man sich beim Wärmeleitungsschweißen zu Nutze. Hierbei wird die Schweißnaht lediglich oberflächlich erwärmt und der Siedepunkt des Materials wird nicht erreicht. Die Wärme gelangt durch Wärmeleitung in das Werkstoffinnere. Die Nahtoberseiten weisen aufgrund des ruhigen Prozessablaufes sehr glatte Nahttraufen auf und haben im Querschnitt ein Tiefe-Breite-Verhältnis von bis zu eins. [Dil06], [Hue09], [Pop05], [Her93]



**Abbildung 2-2: Prinzip des Wärmeleitungs- und Tiefschweißens [SF15a]**

Ab einer gewissen Laserleistung entsteht an der Werkstoffoberfläche ein Plasma, das zu einer Leistungssteigerung des Laserstrahls führt. Es kommt zum sogenannten Tiefschweißeffekt. Beim Tiefschweißen bildet sich an der Oberfläche zunächst ein Schmelzbad. Das schmelzflüssige Metall verdampft bei weiterer Erhitzung und es entsteht eine Dampfkapillare in Richtung des Strahls, die von schmelzflüssigem Material umgeben ist. Durch die Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück kann sich die Kapillare durch das Material bewegen. Beim Wiedererstarren des schmelzflüssigen Materials bildet sich die eigentliche Schweißnaht aus. Dabei kann die Schweißnaht ein Verhältnis zwischen Tiefe und Breite von 10:1 aufweisen. [Doh15], [Mat12], [Her93], [Pop05]

## 2.2 Hochmanganhaltige Stähle

In der Automobilindustrie, vorzugsweise im Karosseriebau, werden immer höhere Materialfestigkeiten bei gleichzeitiger guter Umformbarkeit gefordert, um nicht nur hohen Insassenschutz, sondern auch reduzierte Bauteilgewichte realisieren zu können [Bae09]. Aus diesem Grund ist die Stahlindustrie bestrebt neue Stahlkonzepte wie höherfeste IF-Stähle, Bake-Hardening-Stähle und Mehrphasenstähle zu entwickeln, die diese Eigenschaften vereinen und bereits seit einiger Zeit im Karosseriebau eingesetzt werden [Fri13].

In den letzten Jahren wird ein weiteres Werkstoffkonzept, basierend auf einer austenitischen Matrix, die durch einen hohen Mangangehalt von 15-22 % stabilisiert wird, verstärkt erforscht, da diese hochmanganhaltigen Stähle nochmals eine gesteigerte Verfestigung und Bruchdehnung bewirken [Bae09], [Fro98].

### 2.2.1 Legierungskonzepte von FeMn-Stählen

Erste Untersuchungen zu manganhaltigen Stählen wurden 1882 von Robert Abbott Hadfield gemacht. Er entwickelte Stähle mit 1,0 bis 1,5 Masse-% Kohlenstoff und 10 bis 14 Masse-% Mangan [Vei14], [Kun07]. Es handelt sich dabei um sehr zähe, verschleißbeständige Fe-Mn-C-Verbindungen, die häufig Anwendung in Sonderschutzfahrzeugen finden. Der hohe Kohlenstoffgehalt dieser Stähle bereitet jedoch beim thermischen Fügen wie dem Widerstandspunktschweißen, Laserstrahlschweißen und Metallschutzgasschweißen Probleme, sodass sie kaum für den Karosseriebau in Frage kommen. Hadfield-Stähle besitzen ein stabiles austenitisches Gefüge und weisen bei plastischer Verformung gleichzeitig einen TWIP-Effekt (mechanisch induzierte Zwillingsbildung) sowie den Effekt der dynamischen Reckalterung auf. [Kun07a], [Bou11], [Che12]

Aus den bereits bestehenden Hadfield-Stählen entwickelte [Gra00] im Jahre 2000 in seiner Arbeit nahezu kohlenstofffreie Stähle mit einem erhöhten Mangananteil von 15 bis 25 Masse-% und legierte Aluminium und Silizium dazu. Diese Stähle waren je nach Zusammensetzung durch einen TRIP- (TRAnsformation Induced Plasticity) und / oder TWIP (TWinning Induced Plasticity)-Effekt, hoher Bruchdehnung von bis zu 95 % und Zugfestigkeiten von mehr als 900 MPa gekennzeichnet. Durch die Zugabe von Silizium und Aluminium konnte außerdem

eine Reduzierung der Dichte im Vergleich zu konventionellen Stählen erreicht werden [Gra00], [Twa13], [Bro10], [Fro98].

Seit mehreren Jahren werden auch Stähle mit einem sehr hohen Mangangehalt von mehr als 25 Masse-% Mangan untersucht. Vor allem in Verbindung mit Aluminium wurden bereits einige Arbeiten veröffentlicht, da die Umwandlungstemperatur von Austenit zu Martensit durch die Zugabe von Aluminium vermindert wird. Daneben waren außerdem der Einfluss des TRIP- und TWIP-Effektes solcher Legierungen sowie die Temperaturabhängigkeit auf die Verformungsmechanismen Bestandteile vieler Untersuchungen. Die Anwendung dieser Stähle im Karosseriebau gestaltet sich aber aufgrund des hohen Mangangehaltes und den damit verbundenen Materialkosten als problematisch. Außerdem sind zusätzliche Prozessschritte bei Verwendung dieser Stähle für die Blechherstellung notwendig. [Kun07a], [AlI04], [AlI04a]

Um die Kosten für diesen Stahl möglichst gering zu halten, aber seine Eigenschaften beizubehalten zielen neuere Legierungskonzepte darauf ab den Mangangehalt durch Substitution von Kohlenstoff zu verringern. Durch Erhöhung des Kohlenstoffs kommt es zu einer erhöhten Festigkeit sowie einer Stabilisierung des austenitischen Gefüges [Vei14], [Gra00], [Kun07a]. Diese Klasse hochmanganhaltiger Stähle werden TWIP-Stähle genannt. Die Bezeichnung beruht auf dem Hauptverformungsmechanismus, der mechanischen Zwillingsbildung. Um eine mechanische Zwillingsbildung auftreten zu lassen, müssen ein stabiles austenitisches Gefüge sowie eine Stapelfehlerenergie  $\Gamma$  zwischen 20 und 40 mJ/m<sup>2</sup> vorhanden sein [Gra00]. Damit diese Voraussetzungen erfüllt werden können, müssen bestimmte Elemente wie C, Mn, Al, Si zulegiert werden. Durch die richtige Zusammensetzung der Elemente kann der TWIP-Effekt gezielt eingestellt werden [Kun07a].

### 2.2.2 Wirkweisen der Legierungselemente

Die Eigenschaften der hochmanganhaltigen Stähle lassen sich maßgeblich durch die Variation der chemischen Zusammensetzung beeinflussen. Nachfolgend sollen kurz die Wirkung der wichtigsten Legierungselemente dieser Stahlsorten beschrieben werden.

#### Mangan

Wie der Name der hochmanganhaltigen Stähle bereits beschreibt, ist Mangan das Hauptlegierungselement. Etwa 10 Masse-% Mangan können bei Raumtemperatur im Ferrit gelöst werden [Ble09], [Bar12]. Eine Steigerung des Mangangehaltes bewirkt laut [Blu10] die Aufweitung des  $\gamma$ -Gebietes zu tieferen Temperaturen hin. Es ist demnach ein austenitbildendes Element und damit maßgeblich am Auftreten des TWIP-Effektes beteiligt. Außerdem gehört Mangan zu den schwefel- und sauerstoffaffinen Elementen. Bei Fe-Mn-Stählen mit einem Mangangehalt von etwa 35 Masse-% liegt ein rein austenitisches Gefüge vor. [Ste07], [Ble09], [Wei09] Mit zunehmendem Mangangehalt sinkt die Stapelfehlerenergie zunächst auf ein Minimum ab, bevor sie wieder stark ansteigt. [Blu10]

#### Kohlenstoff

Kohlenstoff ist das wesentliche Begleitelement aller Stähle und stabilisiert, wie auch Mangan, die austenitische Kristallstruktur [Bro10]. Daher kann das deutlich teurere Mangan bis zu einer gewissen Grenze durch Kohlenstoff in der Legierung ersetzt werden. Außerdem wird durch den Kohlenstoff die Festigkeit der Werkstoffmatrix durch eine Mischkristallbildung erhöht. [Gra00] Auch wird die Stapelfehlerenergie durch die Zugabe von Kohlenstoff im Werkstoff erhöht. Höhere Anteile an Kohlenstoff haben aber einen deutlich negativen Einfluss auf die Schweiß- und Bearbeitbarkeit. [Kun07b], [Bro10], [Wie09]

### Silizium

Durch Hinzulegieren von Silizium wird die martensitische Phasenumwandlung aufgrund der Abnahme der Stapelfehlerenergie gesteigert [Gra00]. [Bro10] beschreibt in seiner Arbeit, dass das Zugeben von Silizium bis zu 2,5 Masse-% zu einer Erhöhung der Stapelfehlerenergie führt. Ab einem Wert von 5 Masse-% Silizium erfährt die SFE jedoch wieder eine Erniedrigung. Neben der Reduzierung der Dichte kann durch Zugabe von Silizium auch die Streckgrenze und die Zugfestigkeit erhöht werden, ohne dass die Dehnung wesentlich verringert wird [Ble12]. Stähle mit höheren Siliziumgehalten weisen trotz der geringen Dichte des Siliziums aber eine insgesamt höhere Dichte auf, da große Mengen Silizium zu einer Kontraktion des Kristallgitters und damit zu einer Erhöhung der Werkstoffdichte führen [Gra00].

### Aluminium

Aluminium ist neben dem Element Silizium eines der wichtigsten Desoxidationsmittel, welches in geringen Mengen legiert wird, da es eine hohe Affinität zu Sauerstoff und Stickstoff besitzt [Ble12], [Wie09].

Wird Aluminium zulegiert, erhöht sich die Stapelfehlerenergie, was die martensitische Phasenumwandlung unterdrückt. Gleichzeitig wird die mechanische Zwillingbildung gesteigert und der TWIP-Effekt begünstigt. Die Festigkeit nimmt ab, während die Duktilität steigt. Ab einem Gehalt von etwa 3 Masse-% Aluminium können sich im Ferrit  $\text{DO}_3$ -Strukturen bilden, die sich negativ auf die Zähigkeit des Werkstoffes auswirken. Wie auch bei der Zugabe von Silizium wird durch Aluminium die Dichte des Werkstoffes reduziert und sein Leichtbaupotenzial ebenfalls erhöht [Gra00], [Bro10] [Wie09].

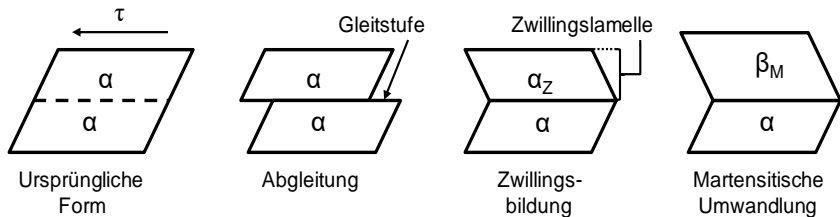
### Chrom

Bei vielen hochmanganhaltigen Stählen wird außerdem noch das Element Chrom zulegiert, um die Korrosionsbeständigkeit dieser Stähle zu erhöhen. Auch wird die SFE durch die Zugabe von Chrom gesteigert. Die Bildung von Chromcarbiden kann allerdings zur Versprödung des Werkstoffes führen. [Dil06], [Ate00]

## **2.2.3 Verformungsmechanismen**

Wie alle metallischen Werkstoffe besitzen FeMn-Stähle eine polykristalline Gitterstruktur. Die Ursachen für die hohen Festigkeiten und das hohe Dehnungsvermögen der hochmanganhaltigen Stähle beruhen auf Verformungsmechanismen, die durch plastische Verformung bei Raumtemperatur auftreten. Dabei können grundsätzlich drei Mechanismen

unterschieden werden; die Versetzungsbewegung, die Zwillingsbildung und die Phasenumwandlung [Ste07], [Twa13], [Fon15]. Die Versetzungsmechanismen sind in Abbildung 2-3 schematisch dargestellt.

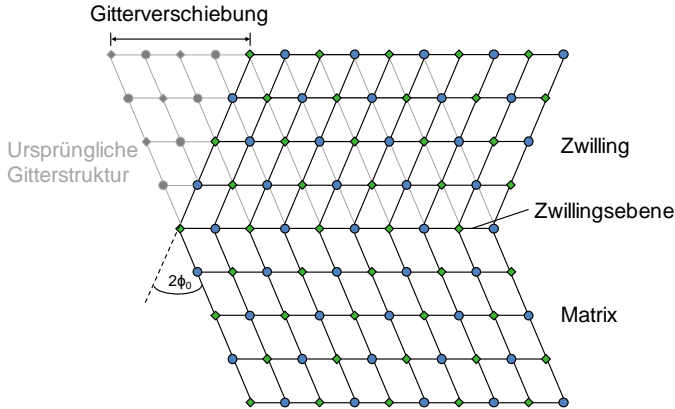


**Abbildung 2-3: Mögliche Verformungsmechanismen in Kristallen nach [Ste 07]**

In jedem Kristallgitter existieren Versetzungen, die sich bei einer äußeren Spannung durch das Gitter bewegen. Dabei besitzt das Kristallgitter einen Widerstand gegen das Versetzungsgleiten, der mit den sogenannten Peierlspotenzial  $E_P$  beschrieben werden kann. Erst wenn die Peierlspannung überwunden ist, kann die Versetzung gleiten. Dadurch wird das Gitter verzerrt und es ergibt sich ein elastisches Verzerrungsfeld in der unmittelbaren Umgebung der Versetzung. Bei mehreren Versetzungen gibt es auch mehrere Verzerrungsfelder, die sich gegenseitig beeinflussen und das Gleiten der Versetzungen behindern, was sich festigkeitssteigernd auf den Werkstoff auswirkt. [Kun07a], [Bro10], [Bae09], [Twa13]

Neben dem kristallographischen Gleiten existiert noch ein weiterer Verformungsmechanismus, bei dem die Kristallstruktur nicht verändert wird. Dabei handelt es sich um die mechanische Zwillingsbildung, die auch TWIP-Effekt genannt wird.

Dieser Effekt tritt dann auf, wenn die Versetzungsbewegungen stark behindert sind. Dabei verschieben sich unter Einwirkung äußerer Schubspannungen aufeinander folgende Kristallebenen relativ zueinander. Sie legen dabei eine konstante Strecke in definierter Richtung zurück. Besonders die Atome, die weit von der Zwillingssebene entfernt liegen, legen dabei einen großen Weg zurück. Dieser Umlappmechanismus wird durch Zwillingsversetzungen ausgelöst. Allain et al. gehen davon aus, dass Versetzungsgleiten und Zwillingsbildung gleichzeitig auftreten. Zunächst wird die Verformung durch das Gleiten eingeleitet, da die kritische Schubspannung zum Gleiten geringer ist als für die Zwillingsbildung. Erst bei Erreichen der kritischen Spannung, die eine hohe Abhängigkeit zur Stapelfehlerenergie aufweist, beginnt die mechanische Zwillingsbildung. Dabei ist der Wert der benötigten Spannung zur Bildung von Zwillingen abhängig von dem Wert der Stapelfehlerenergie. Da die Zwillingsgrenzen außerdem Hindernisse für Versetzungen darstellen, hat die mechanische Zwillingsbildung demnach zur Folge, dass sich der Werkstoff kontinuierlich verfestigt. [All04], [Gra00], [Ste07], [Blu10], [Bae09], [Kun07a]



**Abbildung 2-4: Scherung von Kristallen durch mechanische Zwillingsbildung nach [Bae09] und [Ste07]**

In Abbildung 2-4 ist das Prinzip der mechanischen Zwillingsbildung dargestellt. Der deformierte Kristall ist durch eine homogene Scherung mit festem Scherwinkel  $2\phi_0$  gekennzeichnet. Der Scherwinkel ist dabei vom Gitteraufbau abhängig. Die beiden Kristallteile besitzen den gleichen Gitteraufbau sowie das gleiche Volumen. Lediglich ihre Orientierung ist entgegengesetzt.

Der TWIP-Effekt wird besonders durch tiefe Temperaturen begünstigt, da bei steigenden Temperaturen die Stapelfehlerenergie zunimmt. Dabei gilt, dass je niedriger die Stapelfehlerenergie ist, desto wahrscheinlicher ist das Auftreten von Stapelfehlern und damit verbunden die Bildung von Verformungszwillingen. Bei Raumtemperatur tritt die mechanische Zwillingsbildung vor allem in Werkstoffen mit einem hexagonal dichtest gepackten Kristallgitter auf, da in diesen nur wenig Gleitebenen zur Verfügung stehen. In Werkstoffen mit kfz-Gitter ist in der Regel bei Raumtemperatur kein TWIP-Effekt zu beobachten, da nur geringe Energien zur Aktivierung von Versetzungsbewegungen vorhanden sind. [Kun07a], [Bae09], [Fro98], [Hor06], [Hua15]

Die mechanische Zwillingsbildung ist der bekannteste Verformungsmechanismus bei austenitischen Stählen mit einer kfz-Kristallstruktur bei Raumtemperatur und einer Kaltverfestigung von 20 %. Moderne FeMn-Stähle zeigen aufgrund ihres Stapelfehlerenergiewertes, welcher durch den hohen Mangananteil von mindestens 15 Masse-% zu Stande kommt, große Affinität zum TWIP-Effekt [Mül94].

Im Gegensatz zu den bereits beschriebenen Verformungsmechanismen wird die Gitterstruktur des Werkstoffes beim TRIP-Effekt verändert. Dabei beschreibt TRIP-Effekt eine mechanisch eingeleitete martensitische Phasenumwandlung, die sich durch kollektive

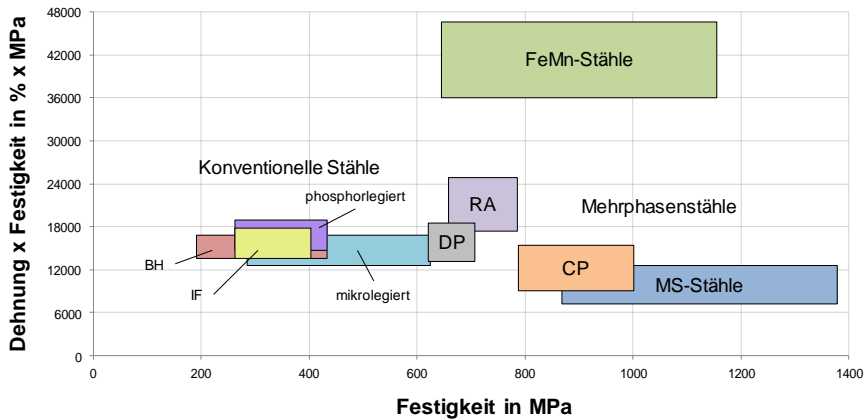
Atomverschiebungen auf definierten kristallographischen Ebenen in bestimmten kristallographischen Richtungen auszeichnet. [Gra00], [Ste07] Dabei entsteht aus einem Ausgangskristall durch Scherung auf der Habitusebene um den Scherwinkel  $\varphi_0$  ein Kristall, der ein anderes spezifisches Volumen und ein martensitisches Gitter aufweist. Bei Stählen ist ein Scherwinkel von etwa  $10^\circ$  üblich. Bei der isothermen, martensitischen Umwandlung ergibt sich unter Einwirkung von äußeren, einachsigen Spannungen ein texturiertes Gefüge. Dabei entstehen hauptsächlich Kristalllagen in Richtung der maximalen Schubspannung ( $45^\circ$  zur Zugspannungsrichtung). Im gesamten System wird die freie Energie durch die martensitische Phasenumwandlung verringert. Der TRIP-Effekt tritt meist bei FeMn-Stählen mit einem Mangananteil zwischen 15 bis 20 Masse-% auf. Diese Stähle zeichnen sich durch ihre geringe SFE von etwa  $10 \text{ mJ/m}^2$  aus. Aus diesem Grund ist die verformungsinduzierte Martensitbildung der vorherrschende Mechanismus, der die Bildung von  $\epsilon_{\text{hcp}}$ - und  $\alpha_{\text{bb}}$ -Martensit in der  $\gamma_{\text{fcc}}$ -austenitischen Matriz e zur Folge hat. [Ste07]

Welcher Verformungsmechanismus bei den hochmanganhaltigen Stählen vorliegt, hängt demnach maßgeblich von ihrer chemischen Zusammensetzung, der Temperatur und damit verbundenen Stapelfehlerenergie  $\Gamma$  ab. Die Stapelfehlerenergie gibt an, welche spezifische Energie zur Erzeugung einer Grenzfläche durch einen Stapelfehler benötigt wird. Ist die SFE hoch können Versetzungen gleiten, da der Abstand der Partialversetzungen einer aufgespaltenen Versetzung klein ist. Bei einer geringen Stapelfehlerenergie hingegen ist dieser Abstand groß, sodass sich die Versetzungen im Kristallgitter nicht bewegen können und sich gegenseitig behindern. [Kun07a], [Kun07b], [Gra00], [AlI04]

Der TRIP-Effekt tritt bis zu einer Stapelfehlerenergie von  $20 \text{ mJ/m}^2$  auf. Wie bereits erwähnt muss die Stapelfehlerenergie für den TWIP-Effekt zwischen 20 und  $40 \text{ mJ/m}^2$  liegen. Ab einem Wert von  $40 \text{ mJ/m}^2$  ist weder ein ausgeprägter TRIP- noch TWIP-Effekt zu verzeichnen. [Gra00], [Kun07b], [Fon15], [Hua15]

#### 2.2.4 Physikalische und mechanische Eigenschaften von FeMn-Stählen

Die modernen hochmanganhaltigen TWIP-Stähle weisen bedingt durch die ausgeprägte Zwillingsbildung eine einzigartige Eigenschaftskombination von hohen Festigkeiten ( $> 1000 \text{ MPa}$ ) sowie hohen Dehnungen ( $> 50 \%$ ) auf, wie sie beispielsweise in der Automobilindustrie gefordert werden, und setzen sich daher deutlich von den konventionellen Stählen ab. [Bea11] Die Forschungsbemühungen der letzten Jahre zeigen, dass Mangangehalte von 15 bis 30 Masse-% sowie unterschiedliche Legierungsanteile an Silizium und Aluminium die Bildung von Martensit (TRIP-Effekt) und/oder Zwillingsbildung (TWIP-Effekt) begünstigen und sich Mikrostrukturen einstellen lassen, die sehr gute mechanische Eigenschaften besitzen.



**Abbildung 2-5: Einordnung der FeMn-Stähle nach ihren mechanischen Eigenschaften nach [Ste07]**

In Abbildung 2-5 werden das Produkt aus Dehnung und Festigkeit auf der Ordinate und die Festigkeit auf der Abszisse aufgetragen. In diesem Diagramm ist zu erkennen, dass die konventionellen Stähle etwa auf demselben Niveau liegen, wohingegen sich die hochmanganhaltigen Stähle deutlich abheben. Der Grund liegt darin, dass zwar Stähle mit einer sehr hohen Festigkeit wie Mehrphasenstähle existieren, diese aber dafür nur geringes Dehnungsvermögen aufweisen. Andersherum besitzen die sehr dehnfähigen IF-Stähle nur geringe Festigkeiten. Die FeMn-Stähle hingegen liegen aufgrund der Kombination aus hoher Festigkeit und Dehnung in einem Bereich oberhalb dieses Niveaus. [Ste07], [Gra00a], [Bra06] Diese Eigenschaften machen die FeMn-Stähle vor allem für Bereiche interessant, bei denen eine gute Energieabsorption bei hohen zu übertragenden Lasten z. B. in crashrelevanten hochfesten Bauteilen notwendig ist.

Hochmanganhaltige Stähle besitzen aufgrund ihres Mangananteils nur ein geringes Elastizitätsmodul gegenüber herkömmlichen Stahlgüten. Dieses liegt in Abhängigkeit des Legierungskonzeptes zwischen 170 GPa und 180 GPa. [Ste07]. Das heißt, dass eine Baugruppe aus hochmanganhaltigem Stahl im Vergleich zu einem herkömmlichen Stahl, bei gleicher äußerer wirkender Spannung, größere elastische und plastische Verformungen erfährt.

### 2.2.5 Herstellungsverfahren von hochmanganhaltigen Stählen

Für konventionelle Stahlgüten wird heutzutage fast ausschließlich das Stranggießverfahren eingesetzt. Dabei werden zunächst Brammen gegossen und abgekühlt, um anschließend beim Warmwalzen wieder erwärmt zu werden. Dieses Herstellungsverfahren ist aufgrund der speziellen Legierungszusammensetzung der hochmanganhaltigen Stähle für diese nicht geeignet. Die Legierungskonzepte dieser Stähle beinhalten häufig einen erhöhten Anteil an



Aluminium, welches eine hohe Affinität zu Sauerstoff besitzt und in Kontakt zu Luft Aluminiumoxide ausbildet. Dieses erhöht die Viskosität der Schlacke und die Fließtemperatur, was wiederum zu Fehlstellen in der Bramme und auf der Oberfläche führen kann. Aufgrund der langsamen Abkühlzeit bei diesem Verfahren, kann es außerdem zu erheblichen Entmischungsvorgängen im mikro- und makroskopischen Bereich kommen. [Fri13], [Gig04]

Aus diesen Gründen wird zur Herstellung der hochmanganhaltigen Stähle das Bandgießverfahren angewendet. Beim horizontalen Bandgießverfahren wird die flüssige Schmelze mit einer Dicke von etwa 15 mm direkt auf ein umlaufendes Transportband gegossen und anschließend aus der Gießhitze gewalzt. Aufgrund der schnellen Erstarrung kommt es bei diesem Verfahren zu weniger Ausscheidungen der Begleitelemente. Allerdings muss der komplette Prozess vom Gießen bis zum erstarrten Band aufgrund der Aluminiumgehalte unter Schutzgasatmosphäre ablaufen. [Sch14], [Wan14], [Sch09]

### **2.2.6 Schweißtechnische Verarbeitung der hochmanganhaltigen TWIP-Stähle**

Aufgrund ihrer guten mechanischen Eigenschaften bezüglich Festigkeit und Duktilität sollen TWIP-Stähle vorwiegend im Automobilsektor zur Anwendung kommen. Die Fügeignung solcher Stähle ist dabei ein wichtiger Aspekt. Dabei führen vor allem Schweißverfahren mit einem hohen Energieeintrag zu einer erheblichen Veränderung des Gefüges im Schweißnahtbereich und der Wärmeeinflusszone. Je mehr die Eigenschaften eines Stahls von seiner thermomechanischen Verarbeitung und Legierungszusammensetzung abhängt, desto höher ist der erwartete Effekt des Schweißens auf den Phasenanteil im Schweißgut, die Korngröße und die Festigkeit der Verbindung. Es wurden bereits einige Arbeiten veröffentlicht, die sich mit dem thermischen Fügen von hochmanganhaltigen Stählen befassen.

Keil et al. und Fink et al. führten dazu in ihren Publikationen Grundlagenuntersuchungen zur Schweißignung von hochmanganhaltigen Stählen durch. Dazu wurden zunächst die thermomechanischen Eigenschaften und Gefügeausbildungen unter schweißprozess-typischen Temperaturverläufen ermittelt. Darüber hinaus war auch die Heißrissneigung beim Schweißen von TWIP-Stählen Bestandteil der Untersuchungen. Im nächsten Schritt wurden reale Schweißungen mittels der Verfahren MAG-Schweißen, MIG-Löten und Laserstrahlschweißen durchgeführt und untersucht. Es zeigte sich, dass neben dem Auftreten einer Grobkornzone nahe der Schmelzline auch eine Ferritisierung in der Wärmeeinflusszone stattfand. Auch konnte durch die Untersuchungen eine sehr hohe Heißrissempfindlichkeit von hochmanganhaltigen Stählen festgestellt werden. [Fin10], [Kei10], [Kei13]

Im Jahre 2014 veröffentlichten Dahmen et al. einen Beitrag zum Laserstrahlschweißen von hochmanganhaltigen TWIP-Stählen. In den Untersuchungen wurden zwei FeMn-Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten analysiert. Bei beiden Werkstoffen ergab sich ein rein austenitisches Gefüge in der Schweißzone. Lediglich bei dem TWIP-Stahl mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt kam es zum Abfall der Härte im Schweißnahtbereich. [Dah14]

Quiroz et al. untersuchten in ihrer Veröffentlichung das Laserstrahlschweißen von austenitischen Stählen mit einem Mangangehalt von bis zu 6,55 Masse-% sowie rostfreien DP-Stählen. Dabei wurden unter anderem der Einfluss der Laserstrahlquelle, die Kanten-vorbereitung sowie der Einsatz unterschiedlicher Schweißschutzgase ermittelt. Es konnte für die Manganstähle gezeigt werden, dass der Schweißprozess mit einem CO<sub>2</sub>-Laser stabiler war als mit einem Nd:YAG-Laser. Auch die Kantenvorbereitung und das verwendete Schutz-gas hatten einen Einfluss auf die Spritzerbildung beim Schweißvorgang. [Qui12]

Weber et al. beschäftigten sich mit den mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften laserstrahlgeschweißter Mischverbindungen aus TWIP- und TRIP-Stählen. Auch Behm et al. führten Untersuchungen zu laserstrahlgeschweißten Mischverbindungen mit hochmanganhaltigen Stählen durch. Es wurde dabei ein niedriglegierter Stahl als Fügepartner verwendet. Die Verbindungen wurden sowohl als Überlappverbindungen als auch als Stumpfstoß ausgeführt. Über die Einschweißtiefe bzw. den Lateralversatz des Laserstrahls konnte die chemische Zusammensetzung und der Vermischungsgrad variiert werden. In der Veröffentlichung von Ingendahl et al. ging es hauptsächlich um das Materialverhalten von hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindung mit höherfesten Stählen nach dem Laserstrahlschweißen. In allen drei Arbeiten konnte aufgrund starker Entmischungsvorgänge während des Schweißvorgangs durch die hohen Mangan- und Kohlenstoffgehalte ein inhomogenes Schweißgefüge mit austenitischen und martensitischen Bereichen beobachtet werden. Die martensitischen Phasen im Schweißgut wirkten dabei unter einachsiger Zugbeanspruchung als Rissausgangspunkte. Es zeigte sich, dass die martensitischen Phasen im Schweißgut einen negativen Einfluss auf die Festigkeit der Schweißnaht haben. [Beh14], [Beh17], [Web10], [Ing14].

Mújica et al. untersuchten artgleiche sowie artfremde laserstrahl- und metallschutzgasgeschweißte Verbindungen von TWIP-Stählen mit einem Mangangehalt von 22 Masse-% bzw. 25 Masse-%. Dabei ging es zum einen um Manganabbrand, den Aufmischungsgrad bei Mischverbindungen mit niedriglegierten Stählen und den Entmischungen im Schweißgut sowie die daraus entstehenden Einflüsse auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen. Zusätzlich wurden der Einfluss der Korngröße, die Restspannungen und die Härte im Schweißgut sowie der Wärmeeinflusszone analysiert. [Muj12]

Von Russo Spena et al. wurden Ergebnisse zum Metallschutzgasschweißen von TWIP-Stählen mit einem Mangangehalt von 22,4 Masse-% in Mischverbindung mit hoch- und höherfesten Stahlgüten veröffentlicht. Dazu wurde ein kommerzieller Schweißzusatzdraht verwendet. Es zeigte sich, dass es in der Wärmeeinflusszone des TWIP-Stahls zu einer erheblichen Kornvergrößerung kam, während in der Wärmeeinflusszone des Fügepartners Phasenumwandlungen stattfanden und es zum Auftreten von Martensitanteilen kam. [Rus 13]

Eine weitere Arbeit zum Metallschutzgasschweißen von Manganstählen wurde im Jahr 2004 von Mendez et al. veröffentlicht. Dabei wurden Hadfieldstähle mit einem Mangananteil von 12 Masse-% mit Molybdän-, Chrom- und Chrom-Nickel-basierten Schweißelektroden

verschweißt. Die besten Ergebnisse bezüglich plastischer Verformung und workhardening Eigenschaften wurden mit der molybdänbasierten Elektrode erreicht. Beim Gesamtdehnungsvermögen hingegen zeigten sich die Chrom- und Chrom-Nickel-basierten Elektroden als geeigneter. [Men04]

Zum Thema Widerstandspunktschweißen von hochmanganhaltigen TWIP-Stählen wurden verschiedene Arbeiten von Saha et al., Yu et al. und Veit veröffentlicht. Dabei beschrieben Saha et al. die grundsätzliche Schweißseignung des von Posco entwickelten TWIP980 sowie während des Schweißens aufgetretene Imperfektionen im Bereich der Schweißlinse. Der TWIP980 wurde ebenfalls von Yu et al. untersucht und vergleichend einem Dualphasenstahl gegenübergestellt. Die metallurgischen Untersuchungen zeigten in beiden Veröffentlichungen, dass der TWIP-Stahl ein dendritisch erstarrtes Gefüge in der Schweißlinse sowie eine vergrößerte Kornstruktur in der Wärmeeinflusszone aufwies. Auch die Härte hatte sowohl in der Schweißlinse als auch in der WEZ geringere Werte als im unbeeinflussten Grundwerkstoff [Sah11], [Yu12]. Veit führte in seiner Arbeit ebenfalls artgleiche Widerstandspunktschweißungen von hochmanganhaltigen HSD<sup>®</sup>-Stählen durch und bewertete die mechanisch-technologischen Eigenschaften dieser Punktschweißverbindungen vor allem in Hinblick auf die starke Heißrissneigung des verwendeten Werkstoffs. [Vei14]

Auch Béal beschäftigte sich mit dem Widerstandspunktschweißen. Dabei wurden Untersuchungen zur Flüssigmetallversprödung bei verzinkten FeMnC-Stählen durchgeführt und die Auswirkungen auf die Verbindungseigenschaften analysiert. [Bea11]

Zusammenfassend lässt sich aus den vorliegenden Forschungsarbeiten und Veröffentlichungen ableiten, dass die schweißtechnische Verarbeitung der hochmanganhaltigen Stähle einigen Herausforderungen gegenübersteht. Zumeinen neigen diese Stähle zur Bildung eines sehr groben Kornes in der Wärmeeinflusszone, was zu einem Festigkeits- und Duktilitätsabfall führt. Zum anderen kann es aufgrund des großen Wärmeausdehnungskoeffizienten, der geringen Wärmeleitfähigkeit sowie dem großen Erstarrungsintervall zu Heißrissen in den Schweißnähten kommen. Eine weitere Herausforderung beim Schweißen der FeMn-Stähle stellt die starke Anfälligkeit gegenüber Flüssigmetallversprödung bei Vorhandensein von Zink dar. Auch die Realisierung von Mischverbindungen mit ferritischen Fügepartnern ist als kritisch anzusehen, da sich die Legierungszusammensetzungen und damit verbundenen Eigenschaften dieser beiden Stahlsorten stark voneinander unterscheiden und es zur Bildung von martensitischen Phasen im Schweißgut kommen kann, die sich negativ auf die Verbindungseigenschaften auswirken.

### 2.3 Stahlmischverbindungen

In vielen Bereichen der Technik ist es heutzutage erforderlich Schweißverbindungen aus metallischen Werkstoffkombinationen zu realisieren. Vor allem die Stahlmischbauweise wird dabei häufig verwendet.

Eine der häufigsten Stahlmischverbindungen ist die Schweißverbindung zwischen ferritischen Baustählen und austenitischen Chrom-Nickel-Stählen. Diese werden im Allgemeinen auch als Schwarz-Weiß-Verbindungen bezeichnet, wobei „Schwarz“ für die ferritischen Stähle steht und „Weiß“ als Bezeichnung für die austenitischen Stähle dient [Poh94], [Lis98].

### 2.3.1 Schweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen

Laut dem DVS Merkblatt 3011 werden als „Schwarz-Weiß-Verbindungen“ Werkstoffverbindungen aus ferritischen oder martensitischen mit austenitischen Stählen sowie Nickel und Nickellegierungen benannt. [DVS00]

Bei den Schwarz-Weiß-Verbindungen liegen vorwiegend zwei Eigenschaften zugrunde, die beim Verschweißen dieser Werkstoffkombinationen beachtet werden müssen. Auf der einen Seite kann es aufgrund des Legierungselementes Kohlenstoff des ferritischen Fügepartners und der eingebrachten Schweißwärme zu Karbidbildung bzw. -auflösung kommen, was zu Entkohlungszonen im Schweißnahtbereich und damit verbunden zur Abnahme der Zugfestigkeit, der Dehnung und der Dauerfestigkeit führt. Dieses wird beim Laserstrahlschweißen durch die hohe Aufmischung mit hohen Chromgehalten noch weiter begünstigt [Ris95]. Auf der anderen Seite kommt es zur Bildung eines Martensitsaumes entlang der Schmelzlinie seitens des Austenits. [Ste12], [Poh99], [Ber95] Die Entstehung dieses Bereiches lässt sich darauf zurückführen, dass sich diffusionsbedingt während des Schweißvorgangs die Konzentration der Legierungselemente Ni, Mn und Cr nahe der Schmelzlinie abnehmen, wohingegen die Anteile an C und Fe zunehmen. Dies bewirkt wiederum ein Herabsinken der Martensitstarttemperatur. Bei einem ungünstigen Vermischungs-grad in der Schmelze kann es zu einem vollmartensitisch erstarrten Schweißgut kommen. [Mil09], [Poh99], [SF15b] Vor allem bei Plattierungen, die durch Explosions- oder Schmelzschweißen hergestellt werden, aber auch bei Schweißverbindungen kann es unmittelbar an den Schmelzgrenzen beider Fügepartner zu einer Werkstofftrennung kommen. Diese makroskopische Trennung wird als Disbonding bezeichnet. Dabei können Schrumpfspannungen, die während des Abkühlprozesses entstehen, vom martensitischen Übergangsbereich nicht aufgenommen werden. [DVS00], [Sch11]

Neben den bereits beschriebenen Herausforderungen beim Schweißen von Austenit-Ferrit-Verbindungen sind auch die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Grundwerkstoffe zu beachten. Der Wärmeausdehnungskoeffizient eines nichtrostenden Stahls mit austenitischem Grundgefüge kann bis zu 1,5-mal höher als der eines unlegierten Baustahls sein. Je größer der Unterschied zwischen den Wärmeausdehnungskoeffizienten ist, desto mehr Spannungen werden in die Schweißnaht eingebracht, die im ungünstigsten Fall das Versagen der Schweißnaht zur Folge haben. [Jas11], [Ste12], [DVS00]

Alle bereits beschriebenen Phänomene, die beim Schweißen von Stahlmischverbindungen auftreten und ein Versagen der Schweißnaht hervorrufen können, stehen unmittelbar im Bezug zueinander. Das vorwiegende Ziel beim Herstellen von Schwarz-Weiß-Verbindungen ist es daher, das Auftreten von Martensit im Schweißgut weitestgehend zu vermeiden. Aus diesem

Grund sollte die Aufmischung mit dem un- bzw. niedriglegierten Werkstoff in der Schweißnaht möglichst gering gehalten und der Schweißprozess mehr auf den Austenit ausgerichtet werden. Der Schweißprozess sollte so gewählt werden, dass möglichst wenig Wärme im Schweißnahtbereich eingebracht wird. Die Verwendung eines geeigneten Zusatzwerkstoffes kann außerdem die Metallurgie des Schweißgutes soweit verändern, dass die Martensitbildung entlang der Schmelzlinie des Austenits vermindert oder sogar beseitigt wird. [Lis98], [Ris96]

Besonders beim Laserstrahlschweißen ergibt sich im Vergleich zu konventionellen Schmelzschweißverfahren eine sehr schmale Schmelzzone sowie eine hohe Aufmischung, was Zusatzdrähte erfordert, die schon durch ihre geringe Aufmischungsmenge das Schweißgut maßgeblich in seiner Legierungszusammensetzung verändert. [Ris95]

### 2.3.2 Schweißzusatzwerkstoffe für Schwarz-Weiß-Verbindungen

Um das Auftreten von Schweißfehlern in Schwarz-Weiß-Verbindungen zu verringern oder sogar zu verhindern, ist es notwendig einen geeigneten Schweißzusatz zu verwenden. Die Auswahl dieses Zusatzes richtet sich zum einen nach der Werkstoffkombination und zum anderen nach den auftretenden Betriebsbeanspruchungen. Werden Schweißverbindungen mit nichtartgleichen Zusatzwerkstoffen erzeugt, so verteilen sich die jeweiligen Legierungselemente in der Schmelze neu, was zu einer Bildung von intermetallischen Phasen führen kann. Um diese Phasen möglichst zu vermeiden, ist die Wahl des Schweißzusatzes maßgeblich für die Qualität der Schweißnaht. [Poh99]

Für Schmelzschweißverbindungen zwischen Austenit und Ferrit wurden bis in die achtziger Jahre Schweißzusatzwerkstoffe auf Nickelbasis empfohlen, da ihre Wärmedehnung zwischen zu fügenden Materialien liegt, was ein Herabsetzen von Eigenspannungen in der Schweißnaht bewirkt [Lis98]. Heutzutage werden vor allem Schweißverbindungen mit diesen Zusätzen erzeugt, die unter erhöhten Temperaturen zum Einsatz kommen. [DVS00], [Ber95], [Mil09] Nickelbasierte Zusatzwerkstoffe haben den Vorteil, dass der auftretende Martensitsaum vermindert wird und dort keine Risse bei rein mechanischer Belastung mehr zu erwarten sind. Der erhöhte Nickelgehalt im Schweißgut vermindert die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs, was die Karbidbildung deutlich herabsetzt. [Ste12] [Ber95], [Lis98], [Mil09], [Ris95] Beim Verwenden von Nickel-Basis-Zusatzwerkstoffen erhöht sich allerdings die Oberflächenspannung der Schmelze. Dies ist als problematisch anzusehen, da der Tropfenübergang des Schweißzusatzes und auch das Aufschmelzen der Nahtflanken schlechter einzustufen sind als bei der Verwendung von Chrom-Nickel-Zusatzwerkstoffen. [DVS00] Außerdem wirkt sich die erhöhte Heißrissanfälligkeit im rein austenitisch erstarrten Schweißgefüge nachteilig auf die Verbindung bei der Verwendung von Nickelbasiszusätzen aus. Aus diesen Gründen werden heute für Stahlmischverbindungen in Einsatzbereichen bis maximal 300°C meist Schweißzusätze aus Chrom-Nickel-Stählen verwendet. Durch den Einsatz der Chrom-Nickel-Schweißzusätze lässt sich Heißrissanfälligkeit stark herabsetzen, da das Gefüge feinkörnig ist und größtenteils delta-ferritisch erstarrt. [Mil09], [Poh99]

Zur Vorhersage des Schweißgutgefüges für Schwarz-Weiß-Verbindungen entwickelte Anton Louis Schaeffler 1948 auf Grundlagen von Lichtbogenhandschweißungen das Schaeffler-Diagramm. Dazu definierte er für die ferritstabilisierenden Elemente ein Chromäquivalent und für die austenitstabilisierenden Elemente ein Nickeläquivalent. [Dil04], [Poh99]

$$\text{Cr-Äquivalent} = \% \text{Cr} + 1,5\% \text{Si} + \% \text{Mo} + 0,5\% \text{Nb}$$

$$\text{Ni-Äquivalent} = \% \text{Ni} + 0,5\% \text{Mn} + 30\% \text{C}.$$

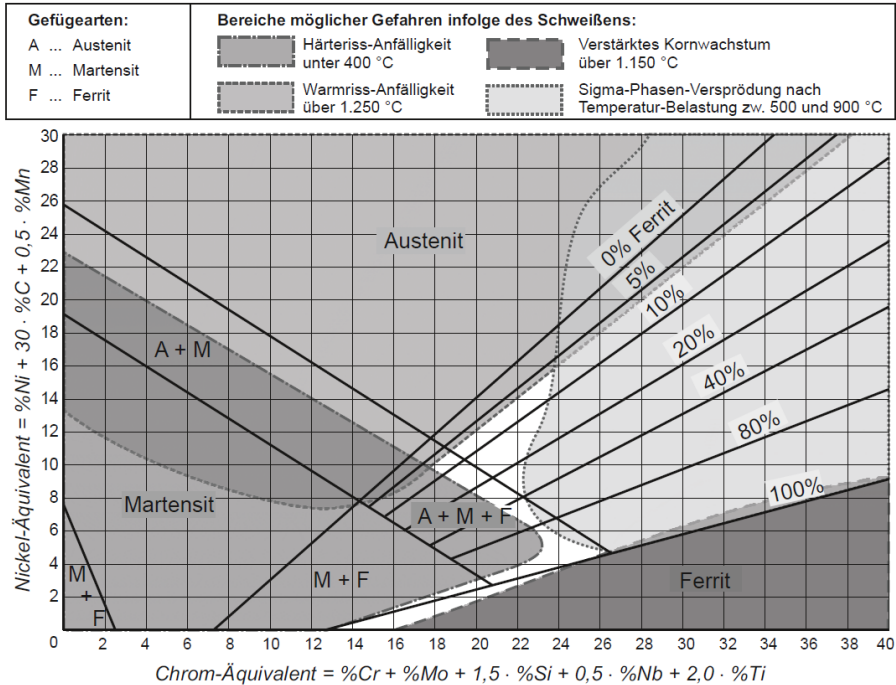
Anhand des Schaeffler-Diagramms kann durch die chemische Zusammensetzung der beiden Grundwerkstoffe und des Schweißzusatzes sowie deren Aufmischung annähernd die Gefügestruktur des entstehenden Schweißgutes bei Raumtemperatur vorhergesagt werden. [Poh94]

Im Jahr 1956 wurde das Schaeffler-Diagramm von Bystram noch durch Bereichsgrenzen erweitert, die das Auftreten von Fehlern im Schweißgut wie Härte- und Warmrissanfälligkeit, verstärktes Kornwachstum, sowie die Sigmaphasenversprödung beschreiben, Abbildung 2-6. [Mat12] Dabei ergibt sich ein Bereich, in dem ein Mischgefüge aus Austenit, Ferrit und Martensit vorliegt und sich ein Schweißgut ergibt, welches unempfindlich gegenüber Rissen und Versprödung ist. Das Schweißgutgefüge der Mischverbindung sollte sich nach Möglichkeit in diesem Bereich einpendeln [Dil05], [SF15b]. Dieses erweiterte Schaeffler-Diagramm wird häufig verwendet, um das Schweißgut auch im Hinblick auf Verwendung von Schweißzusätzen vorherzusagen und geeignete Schweißzusatzwerkstoffe in Abhängigkeit der Grundwerkstoffe und dem Schweißprozess auszuwählen. Es sei aber darauf hingewiesen, dass die Phasengrenzen des Schaeffler-Diagramms für das Laserstrahlschweißen aufgrund der großen Abkühlrate verschoben sind und daher nur bedingte Gültigkeit besitzen [Poh94].

Das Schaeffler-Diagramm unterliegt außerdem folgenden Anwendungsgrenzen [Poh94]:

$$\text{C} < 0,2\%; \text{Mn} < 4,0\%; \text{Mo} < 3,0\%; \text{Si} < 1,0\%; \text{Nb} < 1,0\%$$

Nach Definition dieser Grenzen besitzt das Diagramm für das Schweißen von Mischverbindungen mit hochmanganhaltigen Stählen, die einen deutlich höheren Mangananteil aufweisen als 4 %, keine Gültigkeit.



**Abbildung 2-6: Schaeffler-Diagramm mit Bereichen möglicher Gefahren infolge des Schweißens [Mat12]**

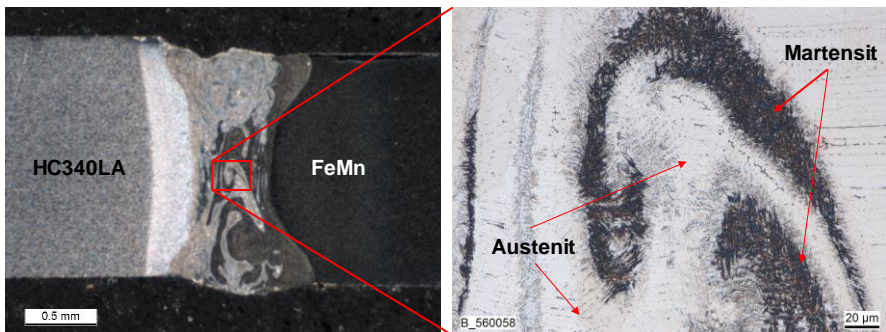
Erste Untersuchungen zur Erweiterung des aktuellen Schaeffler-Diagramms für hochmanganhaltige Stähle wurden von Lee et al. durchgeführt. Dazu wurden 50 verschiedene Legierungstypen der FeMn-Stähle auf etwa 1000-1100°C erwärmt und anschließend in Wasser abgeschreckt. Die sich dabei einstellenden Mikrostrukturen des Gefüges wurden sowohl mit dem herkömmlichen Schaeffler-Diagramm und modifizierten Diagrammen, bei denen die Chrom- und Nickeläquivalente angepasst wurden, verglichen. [Lee14]

Auch Wittig et al. entwickeln ein neues Konstitutionsschaubild auf Basis der hochmanganhaltigen Stähle, um eine genauere Vorhersagemöglichkeit des sich einstellenden Gefüges beim Schweißen dieser FeMn-Stähle mit anderen Stahlgüten zu schaffen. Dazu wurden die beiden Grundwerkstoffe mit Hilfe eines Lichtbogenofens aufgeschmolzen und verschiedene Aufmischungsgrade hinsichtlich ihrer Gefügeausbildung, Härte und Ferritzahlen untersucht. Auf Grundlage dieser Ergebnisse und dem Einsatz geeigneter Diskriminanzanalysen konnte bereits ein vorläufiges Schaubild zur genaueren Vorhersage der Mikrostruktur von Schweißverbindungen mit FeMn-Stählen erzeugt werden. [Wit17]

### 3 Ausgangssituation und Forschungsziel

Die schweißtechnische Verarbeitung hochmanganhaltiger TWIP-Stähle ist besonders für den Karosserierohbau von großem Interesse. Dabei müssen auch Stahlmischverbindungen realisiert werden, um diese Stähle mit bereits eingesetzten niedriglegierten Karosseriebaustählen zu verbinden. Aufgrund der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen und physikalischen Eigenschaften der Fügepartner, stellt sich die schweißtechnische Verarbeitung dieser Mischverbindung als Herausforderung dar, die bisher nur in wenigen wissenschaftlichen Arbeiten und Veröffentlichungen untersucht wurde.

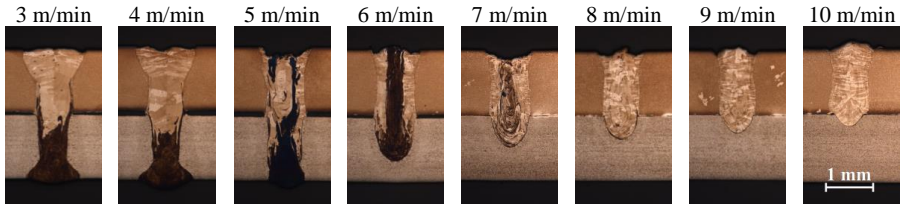
Aus dem Stand der Technik und Forschung ist bekannt, dass sich beim Laserstrahlschweißen von hochmanganhaltigen TWIP-Stählen in Verbindung mit ferritischen Stählen ein Mischgefüge aus Austenit und Martensit einstellt, Abbildung 3-1. Es ergeben sich Bereiche erhöhte Härte entlang der Martensitbereiche, die als metallurgische Kerben wirken und die Tragfähigkeit der Verbindung herabsetzen können. Auch können vereinzelt Fehlstellen in Form von Heißrissen oder Werkstofftrennungen zwischen den martensitischen und austenitischen Bereichen im Schweißgut auftreten und die Schweißnahtqualität hinsichtlich ihrer Tragfähigkeit beeinflussen.



**Abbildung 3-1: Mischschweißgut einer Schweißnaht aus hochmanganhaltigem und ferritischem Stahl**

Behm konnte in seiner Arbeit zeigen, dass sich in Abhängigkeit des Aufmischungsgrades der beiden Grundwerkstoffe die Ausbildung des Schweißnahtgefüges maßgeblich beeinflussen lässt, Abbildung 3-2. Ab einem Anteil von 85% des hochmanganhaltigen Grundwerkstoffes stellte sich ein rein austenitisches Gefüge in der Naht ein. Bei den Untersuchungen zur Ermittlung der mechanischen Kennwerte zeigten die voll-austenitischen Schweißnähte die besten Ergebnisse im Vergleich zu den Schweißnähten mit Mischgefüge. [Beh17]





**Abbildung 3-2: Ausbildung des Schweißgefüges bei Überlapp-Mischverbindungen aus FeMn (oben) und S420MC (unten) in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit [Beh17]**

Um den Aufmischungsgrad von 85% des TWIP-Stahls in der Schweißnaht zu gewährleisten, bedarf es allerdings vor allem beim Schweißen im I-Stoß eines erhöhten Positionieraufwands. Aufwendige Prozessüberwachungs- und Prozessregelungssysteme sind notwendig, um das Mischungsverhältnis der Fügepartner in Abhängigkeit des Lateralversatzes einzustellen und die qualitätsgesicherte Fertigung in der Großserie zu gewährleisten.

Das Ziel der Arbeit ist es eine Stahlmischverbindung mit einem hochmanganhaltigen und einem mikrolegierten Stahl zu realisieren. Es soll ein vollständig austenitisches Schweißgutgefüge erzeugt werden, um so bestmögliche mechanisch-technologische Eigenschaften zu erhalten. Dabei soll vor allem der Aufwand für Strahlpositionierung und Prozessüberwachung gering gehalten werden. Als Lösungsansatz soll in dieser Arbeit der Einsatz von Schweißzusatzwerkstoffen beim Laserstrahlschweißen untersucht werden.

#### 4 Lösungsansatz

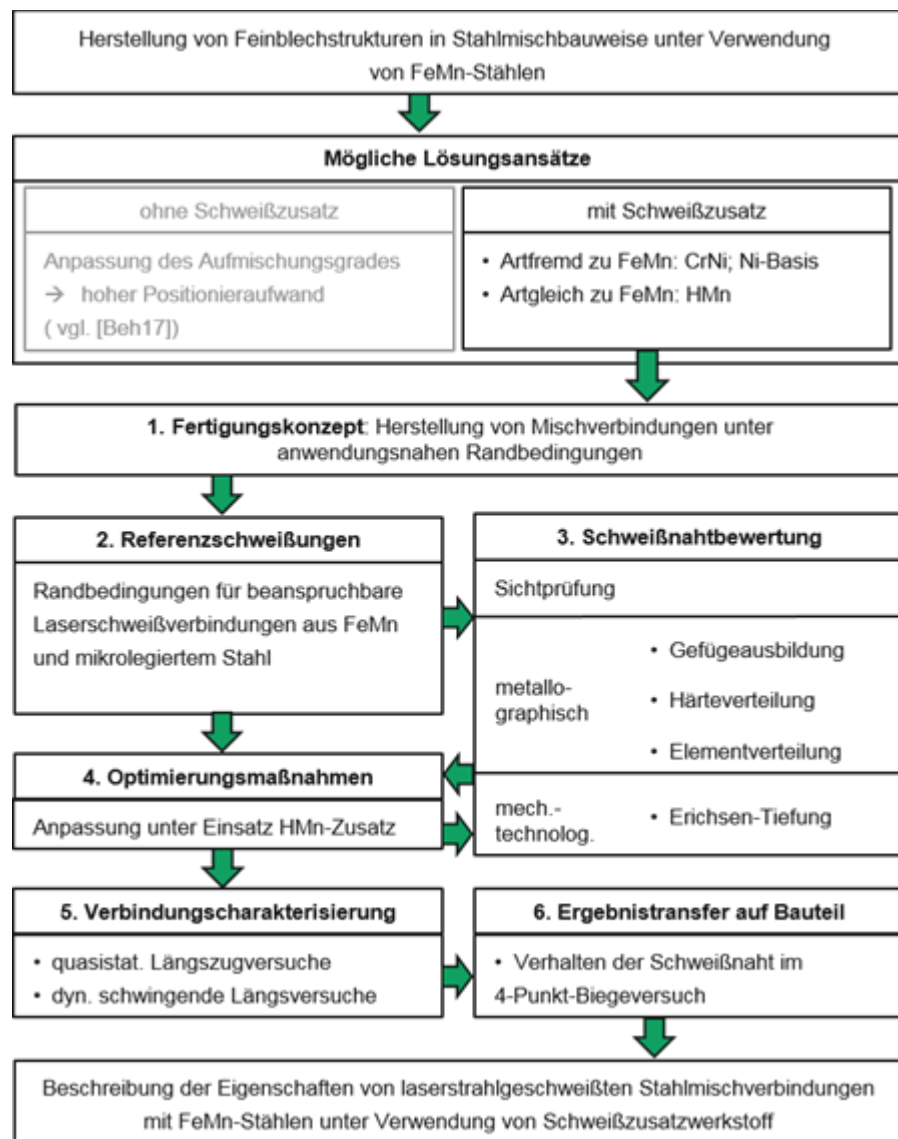


Abbildung 4-1: Schematischer Arbeitsplan

Zur Erreichung des Forschungsziels wurde das in Abbildung 4-1 schematisch dargestellte Lösungskonzept erarbeitet.

In dieser Arbeit soll vor allem die schweißtechnische Verarbeitung von hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindung für den Einsatz in der Automobilkarosserie unter Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen zur Erreichung eines austenitischen Schweißgutgefüges im Vordergrund stehen. Aus diesem Grund ist es wichtig, möglichst anwendungsnahe Schweißparameter zu finden und die geplanten Untersuchungen den Anforderungen der Automobilindustrie anzupassen. Das Laserstrahlschweißen bietet im Vergleich zu anderen Schmelzschweißverfahren hohes Einsatzpotential, da hierbei der Werkstoff weniger thermisch belastet wird und somit deutlich weniger Verzug der Bauteile zu erwarten ist.

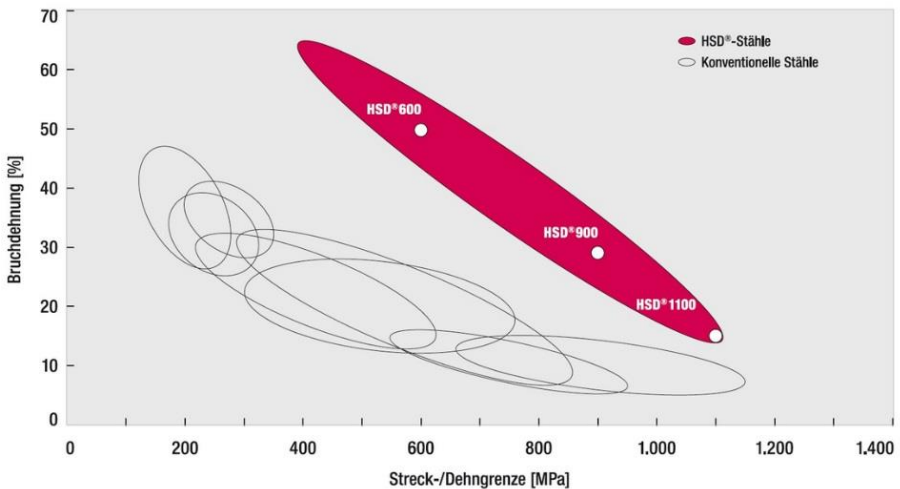
Der wesentliche Aspekt dieser Forschungsarbeit ist die Auswahl und Erprobung geeigneter Schweißzusatzwerkstoffe. Um in Abhängigkeit des verwendeten Schweißzusatzes ein grundlegendes Verständnis der Abläufe beim Schweißvorgang und der Schweißnahteigenschaften zu erlangen, werden die erzeugten Verbindungen auf ihre Nahtausbildung mittels Sichtprüfung sowie die metallurgischen und mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes untersucht. Auf Basis dieser Erkenntnisse werden im Anschluss Optimierungsmaßnahmen erarbeitet und abgeprüft, um die Schweißnahteigenschaften noch weiter zu verbessern. Die optimierten Schweißverbindungen werden außerdem an einfachen Probengeometrien sowohl quasistatischen als auch dynamisch schwingenden Beanspruchungen unterzogen, um weitere Erkenntnisse zur Schweißnahtqualität und zum Prozessverständnis zu erlangen.

Damit eine Bewertung der erzeugten Schweißergebnisse unter einer anwendungsnahen Bauteilgeometrie mit eingehenden komplexen Bauteilbeanspruchungen erfolgen kann, werden die erlangten Erkenntnisse aus einfachen Grundversuchen zur Übertragung auf eine bauteilähnliche Struktur verwendet. Dazu wird als Geometrie ein Halbhutprofil ausgewählt, bei dem möglichst viele serielle Prozessschritte vereint werden. Die gefertigten Bauteile werden anschließend praxisrelevanten Beanspruchungen unterzogen.

## 5 Versuchsgrundwerkstoffe

Der in dieser Arbeit verwendete hochmanganhaltige TWIP-Stahl beruht auf dem Legierungskonzept Fe15Mn-2,5Al-2,5Si-0,7C (nachfolgend FeMn) und besitzt bei Raumtemperatur ein stabiles austenitisches Gefüge. Bei dem Material handelt es sich um ein im Labormaßstab gefertigtes Produkt der Salzgitter AG (HSD®600) mit einer mittleren Blechdicke von 1,7 mm. Gefertigt wurde es im Bandgussverfahren.

In Abbildung 5-1 wird der FeMn-Stahl anhand seiner Bruchdehnung und Streckgrenze bzw. Dehngrenze charakterisiert. Er hebt sich dabei deutlich von den bereits im Automobilbau eingesetzten, konventionellen Stahlgüten ab. Neben einer hohen Bruchdehnung weist er auch eine hohe Zugfestigkeit auf. Aufgrund dieser Eigenschaften können Gewichtseinsparungen von bis zu 20 % in Bauteilen wie Türaufprallträgern oder integralen Stoßfängern erreicht werden. [SZ18]



**Abbildung 5-1: Einordnung des hochmanganhaltigen TWIP-Stahls [SZ18]**

Als Fügepartner kommt der mikrolegierte Feinkornbaustahl HC340LA mit einem ferritischen Grundgefüge und einer mittleren Blechdicke von 1,7 mm zum Einsatz.

Die chemische Zusammensetzung sowie die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe sind in Tabelle 5-1 und Tabelle 5-2 aufgeführt.

**Tabelle 5-1: Chemische Zusammensetzung [Ott11], [SZF15]**

| Stahlbezeichnung | C in % | Mn in % | Al in % | Si in % | P in % | S in % | Ti in % | Nb in % |
|------------------|--------|---------|---------|---------|--------|--------|---------|---------|
| FeMn             | 0,681  | 15,90   | 2,51    | 2,53    | -      | -      | -       | -       |
| HC340LA          | 0,11   | 1,00    | 0,015   | 0,5     | 0,025  | 0,025  | 0,15    | 0,009   |

**Tabelle 5-2: Mechanisch-technologische Eigenschaften (quer) [SZ18], [SZF15]**

| Stahlbezeichnung | R <sub>e</sub><br>in MPa | R <sub>m</sub><br>in MPa | A <sub>80</sub><br>in % | E-Modul<br>in GPa | Dichte<br>in g/m³ |
|------------------|--------------------------|--------------------------|-------------------------|-------------------|-------------------|
| FeMn             | 600                      | 1000                     | 50                      | 180               | 7,40              |
| HC340LA          | 340                      | 450                      | 21                      | 200               | 7,80              |

Um die Schweißseignung dieser Werkstoffe noch besser beurteilen zu können, werden weitere physikalische Eigenschaften bestimmt. Diese Eigenschaften sind in Tabelle 5-3 aufgeführt. Es zeigt sich, dass der hochmanganhaltige Stahl einen deutlich größeren Wärmeausdehnungskoeffizienten als der HC340LA besitzt, sodass dadurch eine höhere Schrumpfung des Materials zu erwarten ist. Außerdem weist der hochmanganhaltige Stahl ein deutlich größeres Erstarrungsintervall auf. Demgegenüber steht eine vergleichsweise schlechte Wärmeleitfähigkeit bei Raumtemperatur. Diese Eigenschaften haben zur Folge, dass beim Schweißen die erzeugte Wärme lange in der Schweißzone verbleibt, was die Bildung von Heißrissen im Schweißgut begünstigt.

**Tabelle 5-3: Physikalische Eigenschaften [Vei14]**

| Physikalische Eigenschaften                              | HC340LA               | FeMn                  |
|--|-----------------------|-----------------------|
| Wärmeausdehnungskoeffizient bei 500°C [K <sup>-1</sup> ] | 15 · 10 <sup>-6</sup> | 19 · 10 <sup>-6</sup> |
| Wärmeleitfähigkeit bei Raumtemperatur [W/m·K]            | 64                    | 11                    |
| Erstarrungsintervall [°C] schnelle Abkühlung)            | 140                   | 290                   |

## 6 Anlagen- und Prüftechnik

Nachfolgend werden die Laserstrahlschweißanlage sowie die Prüftechnik beschrieben. Die Schweißanlage besteht neben der Laserquelle und der Bearbeitungsoptik aus verschiedenen Anbauelementen. Die beschriebene Prüftechnik wurde zur Bestimmung von Tragfähigkeiten der erzeugten Laserstrahlverbindungen eingesetzt.

### 6.1 Laserstrahlschweißanlage

Für die Herstellung aller Schweißnähte für diese Arbeit wurde die Laseranlage TruDisk 16002® der Firma Trumpf Laser GmbH verwendet.

Dabei handelt es sich um einen diodengepumpten Yb:YAG-Scheibenlaser, wobei das Lasermedium eine dünne Scheibe ist, die in Richtung der Strahlachse flächig gekühlt wird. Als Pumpquelle dienen Diodenlaser. Der eingesetzte YAG-Kristall ist mit einer Ytterbium-Konzentration von etwa 10% dotiert. [Buc10], [Hüg09], [Wei08]

Das erzeugte Laserlicht besitzt eine Wellenlänge von 1030 nm und weist eine Strahlqualität von 8 mm-mrad auf. Der Transport des Laserlichts vom Resonator zur Bearbeitungsoptik erfolgt über ein Lichtleiterkabel aus Glasfasern. Der Laser verfügt über einen Wirkungsgrad von bis zu 30 %. Die wichtigsten Eigenschaften der eingesetzten Laserquelle sind in Tabelle 6-1 zusammengefasst.

**Tabelle 6-1: Eigenschaften der verwendeten Laserquelle [Tru18]**

|                   |                       |
|-------------------|-----------------------|
| Hersteller        | Trumpf                |
| Name              | TruDisk 16002         |
| Laser-Typ         | Yb: YAG-Scheibenlaser |
| Wellenlänge       | 1030 nm               |
| Strahlqualität    | 8,7 mm-mrad           |
| Maximale Leistung | 16 kW                 |

Um in den Schweißprozess Zusatzwerkstoff einbringen zu können, wird das Drahtvorschubgerät KD 7000 der Firma Fronius verwendet, welches über einen Support in alle drei Raumrichtungen genau positioniert werden kann. Die Drahtvorschubgeschwindigkeit kann von 0,1 -100 m/min stufenlos eingestellt werden. Über einen Push-Pull-Antrieb wird der Zusatz gefördert. In Abhängigkeit der Schweißrichtung kann somit der Zusatzwerkstoff stechend oder schleppend in das Schmelzbad eingebracht werden.

## 6.2 Prüftechnik

Zur Charakterisierung der metallurgischen und mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnähte und Beurteilung der Verbindungsqualität werden geeignete Verfahren angewendet, die im Folgenden beschrieben werden.

### 6.2.1 Metallographische Untersuchungen und Ermittlung der Härteverteilung

Um das Schweißnahtgefüge und die damit verbundenen Erscheinungen der verschiedenen Phasen, Seigerungen, Einschlüsse, Lunker, Poren und Dendriten analysieren zu können, wurden die Schweißnähte metallographisch untersucht. Dazu wurden sowohl makroskopische als am Stereomikroskop, als auch mikroskopische Aufnahmen am Lichtmikroskop durchgeführt.

Bei der metallographischen Schliffpräparation von Mischverbindungen aus hochmanganhaltigen Stählen und einem mikrolegierten, ferritischen Fügepartner ist die Auswahl des Ätzmittels aufgrund der unterschiedlichen Beständigkeit der beiden Werkstoffe entscheidend. Bei der Gefügeausbildung aus zwei unterschiedlichen Grundwerkstoffen und einem eventuell verwendeten Zusatzwerkstoff können im Schweißgut in Abhängigkeit des Mischungsgrades völlig neue Legierungen entstehen. [Wei15] Ziel muss es sein Ätzmittel zu verwenden, die den mikrolegierten Grundwerkstoff nicht zu stark überätzen, gleichzeitig aber den FeMn-Grundwerkstoff so anzuätzen, dass eine Auswertung möglich ist, und das Schweißgut optimal zu kontrastieren.

Bei der Mischverbindung aus dem hochmanganhaltigen und dem mikrolegierten Stahl wurde zunächst das Ätzmittel Nital mit einer Einwirkzeit von etwa 15 Sekunden verwendet, um das Gefüge des mikrolegierten Stahls zu erfassen. Bei dem Ätzmittel Nital handelt es sich um eine Mischung aus 30 ml konzentrierter Salpetersäure und 1000 ml destilliertem Wasser und wird häufig für niedriglegierte Stähle verwendet, wobei meist die Korngrenzen angeätzt werden. Anschließend wurden die Proben erneut poliert und mit dem Mittel Bloech & Wedl II für 5 Sekunden geätzt. Dieses Ätzmittel besteht aus 500 ml konzentrierter Salpetersäure, 500 ml destilliertem Wasser und 4 g Kalium. Dadurch wurde ein stärkerer Ätzangriff auf den Kornflächen erreicht, der das Gefüge des FeMn-Stahl sichtbar macht. Auch für die Übersichtsaufnahmen wurde meist das Ätzmittel Bloech & Wedl II verwendet, wobei das mikrolegierte Gefüge nicht überätzt werden sollte, sodass das Gefüge des hochmanganhaltigen Stahls kaum angeätzt wurde und daher in den Aufnahmen sehr dunkel erscheint.

Neben den metallographischen Untersuchungen wurde auch die Härte der Schweißnahtbereiche ermittelt. Dazu wurde eine Vickershärteprüfung nach DIN EN ISO 6507-1 durchgeführt. Um dabei die gesamte Naht und Phasenbereiche abdecken zu können, wurde ein Härtefeld über die gesamte Naht gelegt. Die Prüfkraft betrug 100 mN und lag damit im Mikrohärtebereich.

### 6.2.2 WDX – Elektronenstrahlmikrosondenanalyse (ESMA)

Für weiterführende metallographische Untersuchungen, vor allem im Hinblick auf die Verteilung der Elemente im Schweißgut, wurden die wellendispersive Elektronenstrahlmikrosondenanalyse Jeol JXA-8230 (WDX) verwendet. Bei diesem Verfahren können qualitativ und quantitativ sämtliche Gefügebestandteile ermittelt werden.

Die Proben werden mit einem stark gebündelten, hochenergetischen Strahl beschossen. Die Elektronen des Strahls dringen in die Werkstückoberfläche ein und treten dort in Wechselwirkung mit der Materie. Die Elektronen lösen Röntgenstrahlung aus. Jedes Element löst dabei eine Strahlung mit einer für das Element charakteristische Wellenlänge aus. Diese charakteristische Strahlung wird von einem Kristallgitterspektrometer zerlegt und die reflektierten Wellen detektiert. Die Wellenlänge gibt die Art des Elementes an und die Intensität der reflektierten Strahlung lässt auf die Elementkonzentration schließen. [Klo06], [Hor09]

Das verwendete Analysegerät verfügt über fünf Spektrometer, sodass pro Messung jeweils fünf Elemente erfasst werden können. Das Ergebnis ist ein Elementmapping, was die Verteilung und Konzentration des untersuchten Elementes über die Schweißnaht sichtbar macht.

### 6.2.3 Tiefungsversuch nach Erichsen

Das Tiefziehverfahren nach Erichsen ist nach DIN EN ISO 20482 genormt und wird angewendet, um die Tiefziehfähigkeit eines Werkstoffes zu bestimmen. Im Gegensatz zum Zugversuch liegt bei dieser Prüfung ein mehrachsiger Spannungszustand vor. Während des Versuches wird die Probe durch einen Niederhalter auf einer ringförmigen Matrize gehalten. Ein Stempel mit einer Kugel drückt mit steigender Kraft auf die Probenoberfläche, sodass sich die Probe verformt. Es werden der Tiefungsweg sowie die Tiefungskraft ermittelt. Als Abbruchkriterium des Versuches gilt Entstehung eines Risses. [Oeh53]

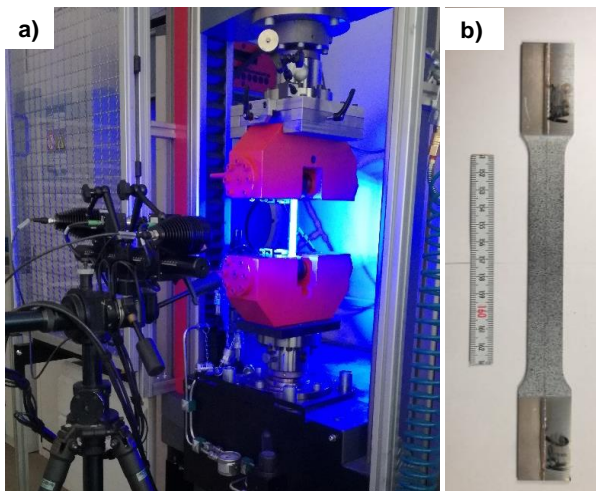
Für die Beurteilung der Schweißnahtqualität und zur Gewinnung erster Erkenntnisse über die Festigkeit der Schweißverbindungen wird in dieser Arbeit die Tiefungsprüfung nach Erichsen eingesetzt. Dabei wird die Schweißnaht mittig zum Druckkörper ausgerichtet. Anhand der Rissausbildung kann die Nahtqualität beurteilt werden. Es gilt, dass bei einer guten Schweißnaht die Rissausbreitung konzentrisch verläuft. Demgegenüber weist ein Bruchbild entlang der Schweißnaht oder die Ausbildung mehrerer Risse im Schweißgut auf eine geringe Schweißnahtqualität hin. Auch werden die Tiefungskraft und der Tiefungsweg als Beurteilungskriterium angewendet.

Für die durchgeführten Versuche wurde die Prüfmaschine BUP600 der Firma Zwick Roell verwendet. Aus jeder Schweißprobe wurden jeweils drei Erichsenproben entnommen, wobei alle Proben nahtunterseitig geprüft wurden. Die Klemmkraft wurde auf 10 kN und die Tiefungsgeschwindigkeit auf 1 mm/s bei der Durchführung der Versuche festgesetzt.



### 6.2.4 Quasistatische Zugversuche

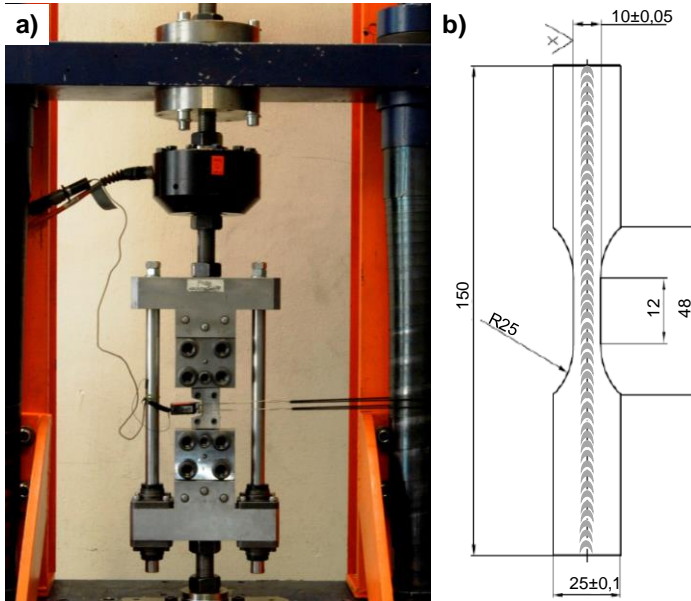
Mit Hilfe der Werkstoffprüfmaschine RKM 100 der Firma Roell wurden die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen unter quasistatischer Last ermittelt. Die Prüfmaschine besitzt eine maximale Prüfkraft von 100 kN. Die Versuche wurden alle weggeregelt bei einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von 10 mm/min durchgeführt. Die während des Versuches aufgebrachte Kraft wird über die Kraftmessdose der Prüfanlage ermittelt. Die Wegmessung hingegen erfolgt berührungslos über ein optisches Messsystem der Firma GOM, um so das genaue Verformungsfeld der Probe zu ermitteln. Dazu ist es notwendig die Probe vorab mit einem stochastischen Muster zu versehen. In Abbildung 6-1 a) ist die Prüfmaschine mit einer eingebauten längsgeschweißten Flachzugprobe sowie das GOM-Kamerasystem zur optischen Wegmessung dargestellt. Eine Zugprobe des Typs KB80 mit einer parallelen Messlänge von 80 mm und einer Probenbreite von 20 mm sowie einem aufgetragenen stochastischen Lackmuster zur optischen Dehnungsauswertung kann der Abbildung 6-1 b) entnommen werden.



**Abbildung 6-1: Universalprüfmaschine Zwick Z100 und Kamerasystem**

### 6.2.5 Dynamische Schwingungsprüfung

Für die Charakterisierung der Verbindungseigenschaften unter dynamisch schwingender Beanspruchung wurde ein hydraulisch betriebener, doppelt wirkender Arbeitszylinder der Firma MTS eingesetzt, Abbildung 6-2 a). Die MTS Anlage kann dabei eine Prüfkraft von bis zu 50 kN aufbringen und Schwingwege von bis zu 100 mm realisieren. Die Prüffrequenz kann bis zu 100 Hz betragen. Die Versuche wurden kraftgeregelt an längsgeschweißten Zugproben mit einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$  durchgeführt. Für die Versuche wird die in Abbildung 6-2 b) dargestellte Probenform verwendet.



**Abbildung 6-2: Probengeometrie der Längzugprobe für die dynamisch schwingenden Untersuchungen**

### 6.2.6 Schadensanalyse mittels Rasterelektronenmikroskop

Mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie (REM) können Oberflächen durch einen sehr fein gebündelten Elektronenstrahl zeilenförmig abgetastet werden. Über einen Detektor, der schräg über der zu untersuchenden Oberfläche angebracht ist, werden die reflektierten Sekundärelektronen erfasst. Durch die schräge Anordnung des Detektors lassen sich unterschiedliche Abstände der Objektoberfläche messen und es entsteht ein dreidimensionales Abbild der Oberfläche. Die REM-Analyse erlaubt eine bis zu 500.000-fache Vergrößerungen bei einer Auflösung von weniger als 5 nm. [Bau16], [Lan01]

Um das Versagensverhalten und Ursachen der Rissentstehung in Schweißverbindungen nachzuvollziehen, werden die Bruchflächen an den Schweißverbindungen aus den mechanisch-technologischen Untersuchungen zusätzlich mittels der REM-Analyse untersucht.

## 7 Versuchsaufbau und -durchführung

Alle Schweißversuche wurden im I-Stoß und an gefrästen Kanten durchgeführt, um möglichst konstante Bedingungen bei der Probenvorbereitung und einen gleichmäßigen Aufmischungsgrad der Grundwerkstoffe in der Schweißnaht zu gewährleisten. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 7-1 dargestellt. Der Laserstrahl trifft senkrecht auf das zu bearbeitende Werkstück. Über eine Kaltdrahtzufuhr wird der Schweißzusatz dem Prozess zur Verfügung gestellt. Die genaue Positionierung des Drahtes geschieht dabei über eine verstellbare Einheit. Gegenüber der Kaltdrahtführung befindet sich ein Schutzgasrohr, über das beliebige Schutzgase dem Prozess zugeführt werden können.

Die Schweißversuche wurden bei einer konstanten Laserleistung von 4 kW und einer Schweißgeschwindigkeit von 4 m/min durchgeführt. Der Zusatzwerkstoff wurde mit einer Drahtfördergeschwindigkeit von 2,6 m/min dem Prozess zugeführt. Das Schutzgas wurde variiert und mit einem konstanten Volumenstrom von 15 l/min gefördert.

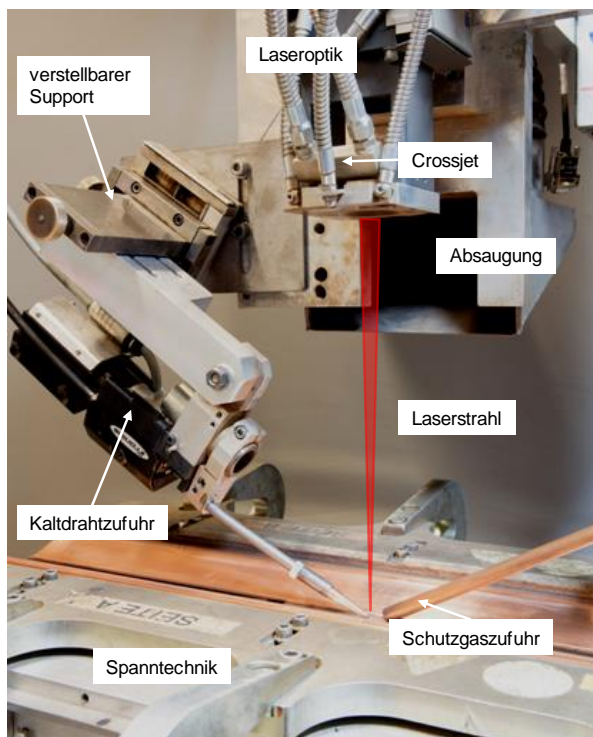


Abbildung 7-1: Versuchsaufbau der Schweißversuche mit Kaltdraht und Schutzgas

## 8 Einsatz von Schweißzusatzwerkstoffen

Um die chemische Zusammensetzung und die metallurgischen Eigenschaften des Schweißnahtgefüges maßgeblich zu beeinflussen, werden Schweißzusatzwerkstoffe beim Laserstrahlschweißen eingesetzt. In diesem Kapitel soll der Einfluss von Zusatzwerkstoffen beim Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus hochmanganhaltigen Stählen und unlegierten Stählen beschrieben werden.

Zunächst erfolgt die Auswahl geeigneter Schweißzusatzwerkstoffe. Anschließend werden die erzeugten Schweißnähte auf ihre makroskopischen und metallurgischen Eigenschaften untersucht und die mechanisch-technologischen Schweißnahteigenschaften ermittelt.

### 8.1 Auswahl der verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe

Da es beim Schweißen von hochmanganhaltigen Stählen mit unlegierten Stählen in Abhängigkeit des Aufmischungsgrades zu einem Mischgefüge aus austenitischen und martensitischen Phasen in der Schweißnaht kommt, sollen in dieser Arbeit Schweißzusatzwerkstoffe verwendet werden, um ein rein austenitisches Schweißnahtgefüge zu erzeugen. Bei herkömmlichen Stahlmischverbindungen wird dabei die Auswahl der Schweißzusatzwerkstoffe mit Hilfe des Schaeffler-Diagramms getroffen. Da dieses jedoch keine Gültigkeit für den hier verwendeten hochmanganhaltigen Stahl besitzt, muss die Auswahl der Zusätze auf Basis ihrer Legierungszusammensetzung erfolgen. Die verwendeten Zusatzwerkstoffe werden dabei in artfremde und artgleiche Zusätze in Bezug auf den hochmanganhaltigen Stahl unterteilt. Es sollen zwei artfremde Schweißzusätze und ein artgleicher Schweißzusatz untersucht werden. Um ein rein austenitisches Schweißnahtgefüge zu erzeugen, sollen ausschließlich austenitische Schweißzusatzwerkstoffe verwendet werden, um die Bildung eines Mischgefüges beim Schweißen weitestgehend zu vermeiden.

Da ein wesentliches Ziel beim Schweißen von Mischverbindungen aus Austenit und Ferrit die Vermeidung von Martensitbildung im Schweißbereich ist, werden im Hinblick auf die hohe Aufmischungen beim Laserstrahlschweißen Zusatzwerkstoffe mit hohen Nickelgehalten ausgewählt, da Nickel ein austenitstabilisierendes Element ist und sich somit das  $\gamma$ -Gebiet erweitern lässt. Diese Zusätze werden in Form von Drahtelektroden eingesetzt. Bei den eingesetzten Schweißdrahtelektroden handelt es sich zum einen um einen nickelbasierten Zusatz (2.4831) und zum anderen um einen Chrom-Nickel-Zusatz (1.4370).

Außerdem wurde von der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH in Zusammenarbeit mit dem Institut für Werkstoffkunde der Leibniz Universität Hannover ein weiterer Zusatzdraht auf Basis eines hochmanganhaltigen Stahls entwickelt, der das rissfreie Verschweißen von FeMn-Stählen sowohl artgleich als auch in Kombination mit anderen Stahlgüten realisieren soll. Neben einer erhöhten Menge an Mangan wurden diesem Draht auch Anteile an Bor und Molybdän hinzulegiert, um eine Kornfeinung des Gefüges zu erreichen. [IW12]

Die chemischen Zusammensetzungen der verwendeten Zusatzwerkstoffe sind in Tabelle 8-1 dokumentiert. Alle Zusatzdrähte weisen einen mittleren Drahtdurchmesser von 1,0 mm auf.

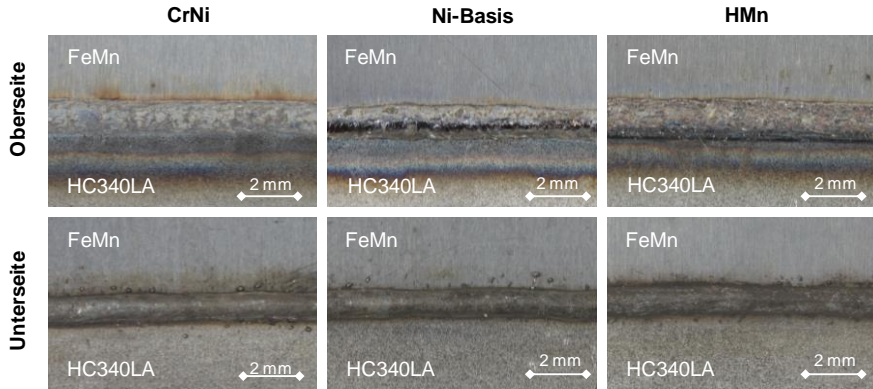
**Tabelle 8-1: Chemische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe [Voe13], [IW12]**

| Schweiß-<br>zusatz | C<br>% | Mn<br>% | Si<br>% | Cr<br>% | Ni<br>% | Al<br>% | Mo<br>% | Zr<br>% | B<br>% | Nb<br>% |
|--------------------|--------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|--------|---------|
| CrNi               | 0,08   | 7,0     | 0,9     | 19,2    | 9,0     | -       | -       | -       | -      | -       |
| HMn                | 0,2    | 18      | -       | -       | -       | 0,1     | 0,5     | 0,02    | 0,006  | -       |
| Ni-Basis           | 0,02   | 0,3     | 0,2     | 21,5    | 60,0    | -       | 9,0     | -       | -      | 3,6     |

## 8.2 Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Nahtausbildung und Oberflächenqualität

Im Folgenden soll das Nahtaussehen der laserstrahlgeschweißten Mischverbindungen unter Einsatz verschiedener Schweißzusatzwerkstoffe beschrieben werden. Auch der Einsatz von Schweißschutzgas wird untersucht. Als Schutzgas kommt hierbei das Inertgas Argon 4.6 zum Einsatz, welches das sich ausbildende Schmelzbad vor der Atmosphäre abschirmen soll.

Anhand von makroskopischen Übersichtsaufnahmen können die Nahtausbildung und Oberflächenqualität der Schweißnähte unter Verwendung der verschiedenen Zusatzwerkstoffe beurteilt werden. Im ersten Schritt wird der Einfluss des Schweißzusatzwerkstoffes auf die Oberflächenqualität untersucht. Alle übrigen Schweißparameter wurden dazu konstant gehalten und kein Schutzgas verwendet, um die Einflüsse auf die Oberflächenqualität und Prozessstabilität verifizieren zu können. In Abbildung 8-1 sind sowohl die Nahtober- als auch die Nahtunterseiten der Schweißverbindungen, die mit den drei verwendeten Schweißzusätzen erzeugt wurden, dargestellt.



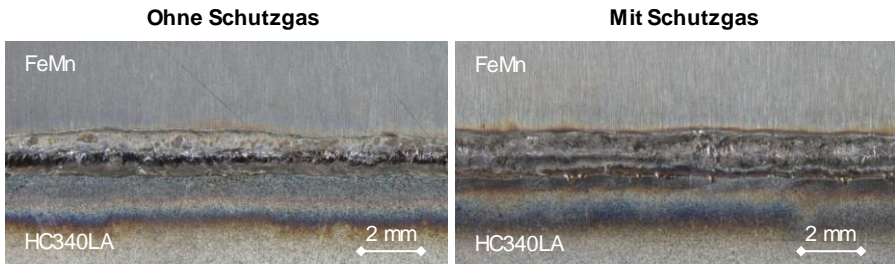
**Abbildung 8-1: Nahtober- und -unterseite unter Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen**

Alle Schweißverbindungen weisen unabhängig von dem eingesetzten Schweißzusatz eine ausgeprägte Schweißoberraupe sowie Nahtwurzel auf. Auf der Oberseite seitens des unlegierten Fügepartners lässt sich bei allen Proben eine deutliche Oxidschicht in Form von Anlauffarben erkennen, wohingegen das Material des hochmanganhaltigen Stahls weitestgehend unbeeinflusst erscheint. Die geringste Nahtbreite an der Oberkante kann mit dem nickelbasierten Schweißzusatz erzeugt werden. Sie hat eine im Vergleich zu den anderen beiden Schweißnähten glattere Oberflächenstruktur auf der Oberseite. Allerdings weist diese Schweißung auch größere Unregelmäßigkeiten in der Nahtbreite auf. Entlang der Fügelinie des Hochmanganstahls bei der Schweißung, die mit dem CrNi-Zusatz erzeugt wurde, ist eine schmale Schmauchspur zu erkennen. Die Schweißnaht, die mit dem HMn-Zusatz geschweißt wurde, besitzt ein sehr regelmäßiges Nahtaussehen und weist keinen Schweißschmauch auf der Oberfläche auf. Keine der Schweißnähte weist Risse auf der Nahtober- oder -unterseite auf. Auf allen Aufnahmen der Schweißnahtunterseite sind Schweißspritzer zu sehen.

#### Einfluss Einsatz von Schweißschutzgas

Auch der Einfluss von Schweißschutzgasen auf die Ausbildung von laserstrahlgeschweißten Mischverbindungen mit hochmanganhaltigen Stählen soll nachfolgend diskutiert werden. Als Schweißschutzgas kommt dabei das Inertgas Argon 4.6 zum Einsatz. Das reine Argon soll dabei die Schweißnaht vor möglichen Reaktionen mit der Umgebungsatmosphäre schützen.

In Abbildung 8-2 ist eine Schweißnaht, die unter Argonschutzgasatmosphäre geschweißt wurde, vergleichend einer Schweißnaht ohne Schutzgaseinsatz gegenübergestellt.



**Abbildung 8-2: Einfluss von Schweißschutzgas auf die Nahtausbildung**

Es zeigt sich bei der Verwendung des inerten Schutzgases eine glattere Nahtoberseite im Vergleich zur Naht, die ohne Schutzgas geschweißt wurde. Auch während des Schweißprozesses konnte unter Verwendung von Schutzgas ein insgesamt ruhigerer Verlauf mit einem geringeren Vorkommen von Schweißspritzern beobachtet werden. Außerdem lassen sich durch den Einsatz von Schweißschutzgasen die Erstarrung und Gefügeausbildung des Schweißgutes beeinflussen. Aus diesen Gründen ist es sinnvoll beim Laserstrahlschweißen von hochmanganhaltigen Stählen in Mischverbindungen Schweißschutzgase einzusetzen. Im Folgenden wurden alle Schweißversuche unter Argonschutzgasatmosphäre durchgeführt.

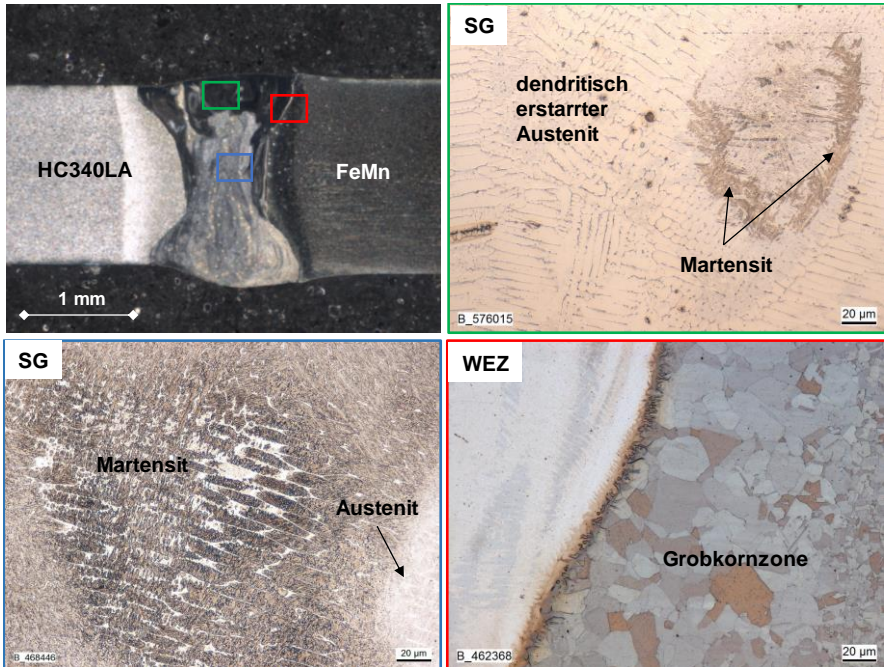
### **8.3 Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Gefügeausbildung und Gefügeeigenschaften**

Mit der Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen beim Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen mit hochmanganhaltigen FeMn-Stählen und ferritischen mikrolegierten Stählen lassen sich die Gefügeausbildung und Erstarrung im Schweißgut maßgeblich beeinflussen. Im Folgenden wird der Einfluss des jeweiligen Zusatzwerkstoffes auf die Gefügeausbildung dargestellt.

#### Einfluss Einsatz des CrNi-Schweißzusatzwerkstoffes

In Abbildung 8-3 sind die metallographischen Ergebnisse unter Verwendung des in Kapitel 8.1 beschriebenen CrNi-Zusatzes dargestellt. Die Übersichtsaufnahme verdeutlicht, dass die Schweißnaht eine gute Nahtausbildung mit ausreichender Durchschweißung und Decklage aufweist.





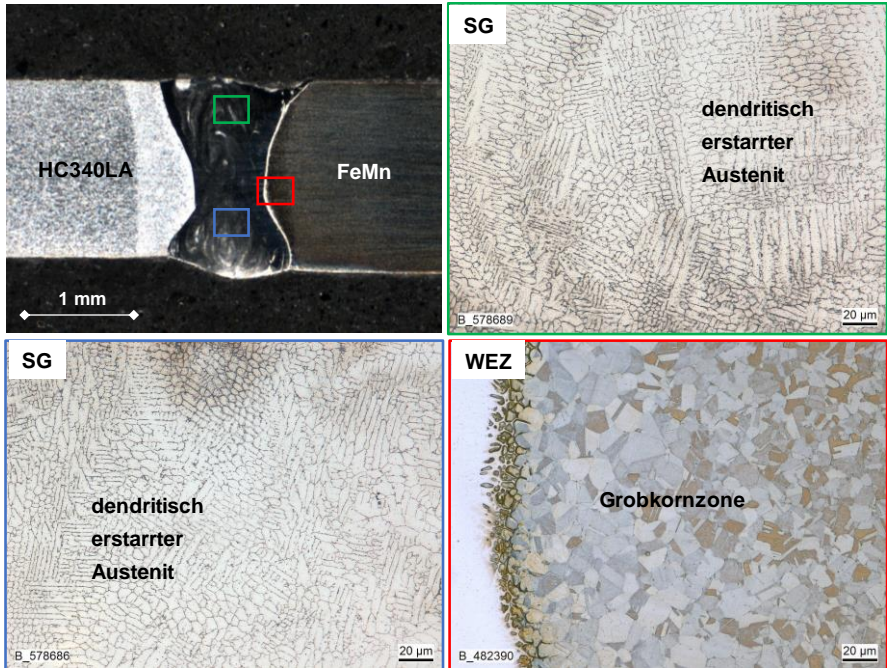
**Abbildung 8-3: Einfluss des CrNi-Schweißzusatzes auf die Gefügeausbildung**

Die Übersichtsaufnahme der Schweißnaht, die mit dem CrNi-Zusatzwerkstoff (oben links) geschweißt wurde, stellt ein unzureichend durchmischtes Schweißgutgefüge dar. Das Gefüge weist sowohl dunklere als auch hellere Bereiche auf. Die dunkleren Bereiche im oberen Bereich der Schweißnaht wurden kaum angeätzt, sodass hier davon ausgegangen werden kann, dass eine andere chemische Zusammensetzung an dieser Stelle der Schweißnaht vorliegt. Da die Elemente Chrom und Nickel aus dem Schweißzusatzwerkstoff durch das Ätzmittel nur geringfügig angeätzt werden, kann davon ausgegangen werden, dass diese Elemente aus dem Schweißzusatzwerkstoff vor allem in diesen Bereichen vorliegen und der Zusatzwerkstoff nicht bis in die unteren Bereiche der Schweißnaht eingebracht wurde. In der Detailaufnahme des oberen dunkleren Schweißgutes (grün) lässt sich hauptsächlich dendritisch erstarrter Austenit mit nur sehr geringen Anteilen an Martensit feststellen. Demgegenüber ergibt sich für die helleren Bereiche aus der Übersichtsaufnahme des Schweißgutes in der Detailaufnahme (blau) eine größtenteils martensitische Struktur im Gefüge. Nur ein sehr geringer Teil der Aufnahme lässt eine dendritisch erstarrte Struktur erkennen. Da die Übersichtsaufnahmen mit einem Stereomikroskop und die Detailaufnahmen mit einem Lichtmikroskop aufgenommen wurden, erscheint die Farbgebung der Detailaufnahmen zu den Übersichtsaufnahmen invers. Entlang der FeMn-seitigen Wärmeeinflusszone lässt sich in der rotumrandeten Detailaufnahme ein deutlich vergrößertes Korn im Vergleich zum Grundwerkstoff erkennen.



### Einfluss Einsatz des Ni-Basis-Schweißzusatzwerkstoffes

Das Schweißgut der Naht, die mit dem Ni-Basis-Zusatz erzeugt wurde, ist in Abbildung 8-4 dargestellt. Es ergibt sich auch hier eine gute Durchschweißung mit ausgeprägter Nahtwurzel.

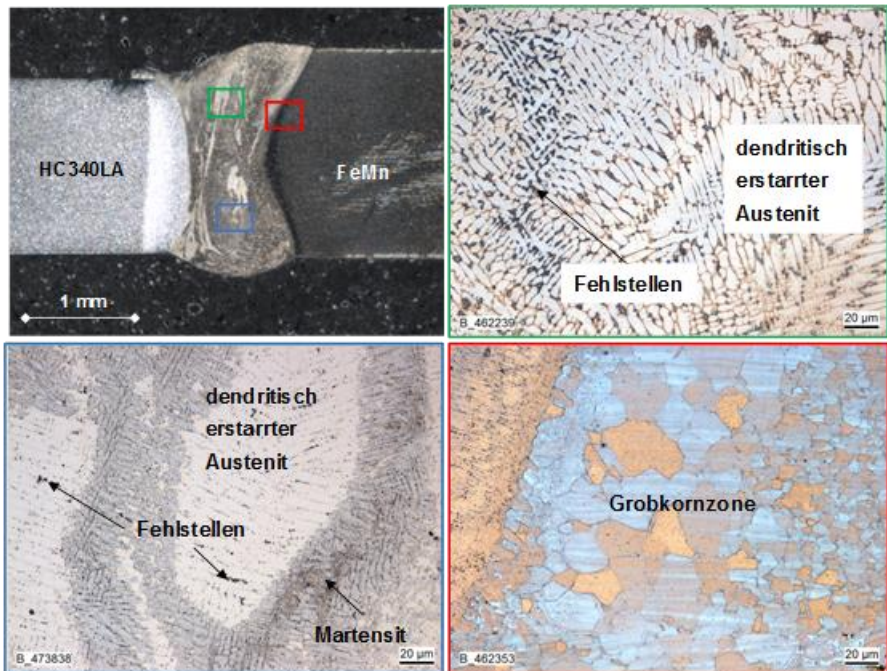


**Abbildung 8-4: Einfluss des Ni-Basis-Schweißzusatzes auf die Gefügeausbildung**

Da das Schweißgut aufgrund des hohen Nickelgehaltes im Vergleich zu den Grundwerkstoffen nur schwach angeätzt wurde, erscheint das Gefüge in der Übersichtsaufnahme (oben links) sehr dunkel. Da aber die gesamte Naht diese dunkle Färbung aufweist, kann auf eine sehr homogene Verteilung der Nickelanteile aus dem Schweißzusatz ausgegangen werden. Durch die geringe Viskosität der nickelhaltigen Schmelze wird der Zusatzwerkstoff gleichmäßig im Schweißgut verteilt. Auch in den Detailaufnahmen des Schweißgutes (grün, blau) ist eine homogene dendritische Erstarrung mit einer sehr feinstängeligen Struktur zu erkennen. Die Wärmeeinflusszone des hochmanganhaltigen Grundwerkstoffes, die in der rotumrandeten Detailaufnahme dargestellt ist, weist einen kleineren Korndurchmesser in der GKZ im Vergleich zum Einsatz mit dem CrNi-Zusatzes auf.

### Einfluss Einsatz des HMn-Schweißzusatzwerkstoffes

Auch bei dem Einsatz des hochmanganhaltigen Schweißzusatzwerkstoffes lässt sich eine gute Durchschweißung sowie eine ausgeprägte Nahtwurzel erkennen, Abbildung 8-5



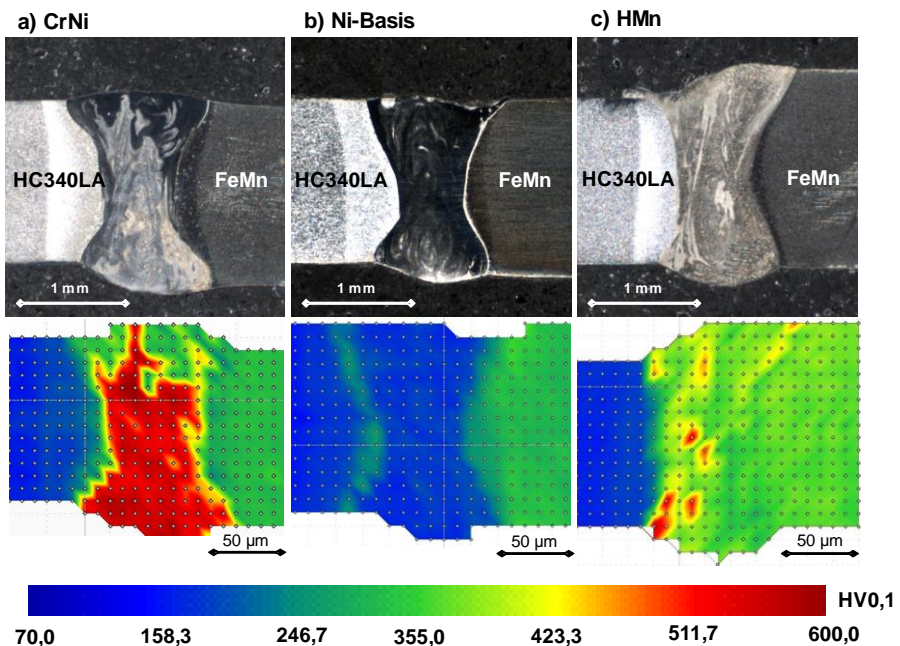
**Abbildung 8-5: Einfluss des HMn-Schweißzusatzes auf die Gefügeausbildung**

Bei der Verwendung des hochmanganhaltigen Schweißzusatzes ergibt sich ebenfalls ein weitestgehend homogenes Schweißnahtgefüge, wie sich aus der Übersichtsaufnahme (oben links) entnehmen lässt. Lediglich zur Seite des mikrolegierten Fügepartners ergeben sich etwas hellere Bereiche, die auf eine andere chemische Zusammensetzung an dieser Stelle hindeuten können. Die Detailaufnahmen des Schweißgutes (grün, blau) lassen ein überwiegend dendritisch erstarrtes Schweißgutgefüge mit nur sehr geringen Anteilen an Martensit erkennen. Zwischen den Dendritenarmen des austenitischen Gefüges lassen sich allerdings auch Mikrolunker feststellen, die während der Erstarrung des Schweißgutgefüges entstehen, da die Schrumpfungsrichtung entgegengesetzt zur Erstarrungsrichtung verläuft. hochmanganhaltige Stähle weisen einen hohen Wärmeausdehnungskoeffizienten auf, der eine hohe Schrumpfung des Materials bewirkt. Daneben besitzen diese Stähle außerdem ein breites Erstarrungsintervall, sodass noch lange schmelzflüssiges Material während der Erstarrung vorliegt. Diese Eigenschaften begünstigen die Entstehung von Mikrolunkern im Schweißgutgefüge. [Has03], [Rab78] In der Detailaufnahme der FeMn-seitigen Wärmeinflusszone (rot)

lässt sich wie auch beim Einsatz des CrNi-Zusatzes ein im Vergleich zum Grundwerkstoff stark vergrößertes Korn feststellen.

#### 8.4 Einfluss auf die Härteverteilung im Schweißgut

Aufgrund der vorhandenen Inhomogenitäten, die in der metallographischen Analyse für die Stahlmischverbindungen festgestellt werden können, werden flächige Härtemappings über den gesamten Nahtbereich gelegt, um die durch die ungleichmäßig verteilten Phasen Härteunterschiede innerhalb der Naht aufzuzeigen. Dazu werden in einem Abstand von 100 µm Härteindrücke mit einer Prüfkraft von etwa 1 N netzartig über den Prüfbereich gelegt. Die Ergebnisse dieser Mikrohärteproofung für die Schweißverbindungen mit den drei verschiedenen Schweißzusatzwerkstoffen sind in Abbildung 8-6 dargestellt.



**Abbildung 8-6: Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Härteverteilung a) CrNi, b) Ni-Basis, c) HMn**

Das Härtefeld der Schweißnaht, die mit dem chrom- und nickelhaltigen Schweißzusatz gefertigt wurde (Abbildung 8-6 a)) weist eine inhomogene Verteilung der Härtewerte entlang der Schweißnaht auf. Es zeigen sich vor allem im unteren und mittleren Bereich der Schweißnaht erhöhte Härtewerte von bis zu 580 HV0,1. Lediglich im oberen Viertel der Schweißnaht und zu

den Seiten der jeweiligen Fügepartner ergeben sich Härten, die dem Härteniveau des hochmanganhaltigen Grundwerkstoffes von rund 320 HV<sub>0,1</sub> entsprechen.

Bei der Verwendung des nickelbasierten Zusatzwerkstoffes hingegen ergibt sich ein homogener Härteverlauf des Feldes über die gesamte Schweißnaht, Abbildung 8-6 b). Die Härtewerte liegen dabei auf dem Härteniveau des mikrolegierten Fügepartners bei etwa 150 HV<sub>0,1</sub>. Entlang der Schmelzlinie zum ferritischen Grundwerkstoff lassen sich Härtewerte um 250 HV<sub>0,1</sub> detektieren. Die Erhöhung der Härte in diesem Bereich lässt sich auf die Entstehung eines Martensitsaumes zurückführen, der typischerweise beim Schweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen Stählen entsteht [Poh99]. Auch beim Einsatz eines Nickel-Basis-Schweißzusatzes bildet sich ein schmaler Saum mit martensitischer Gefügestruktur aus, welcher allerdings durch den hohen Nickelgehalt über eine gute Verformbarkeit verfügt [Sch11], [Poh99]

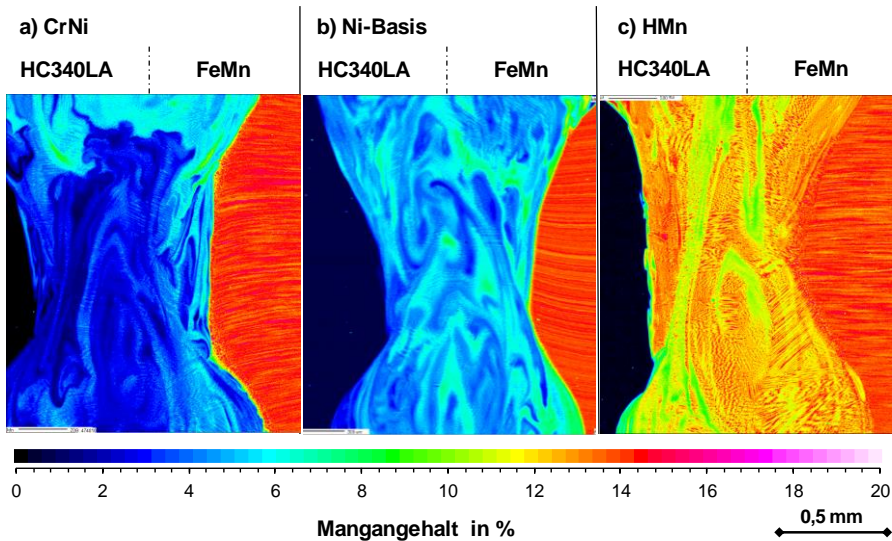
Der Härteverlauf der Probe, die unter Einsatz des hochmanganhaltigen Schweißzusatzes geschweißt wurde, ist in Abbildung 8-6 c) dargestellt. Hierbei lässt sich eine Grundhärte im Schweißgutgefüge auf etwa 350 HV<sub>0,1</sub> festhalten. Diese Härte entspricht dem Härteniveau des hochmanganhaltigen Grundwerkstoffes. Vor allem im unteren Bereich und zum ferritischen Fügepartner hin lassen sich aber auch vereinzelte Bereiche erhöhter Härte ausmachen. Diese Härtespitzen betragen bis zu 570 HV<sub>0,1</sub>.

### **8.5 Einfluss auf die Elementverteilung im Schweißgut**

Die chemische Zusammensetzung und Verteilung der Elemente im Schweißgut bestimmt maßgeblich die metallurgische Ausbildung des Schweißgutgefüges. Als wichtigstes Element der Schweißverbindung zur Ausbildung eines austenitischen Gefüges wirkt hierbei Mangan und soll daher genauer betrachtet werden. Um die genaue Verteilung des Elementes Mangan deutlich zu machen, wurden WDX-Analysen durchgeführt. Die Ergebnisse für die drei verwendeten Zusatzwerkstoffe sind in Abbildung 8-7 dargestellt.

Für alle drei Proben zeigt sich, dass sich im Grundwerkstoff des ferritischen HC340LA keine Mangangehalte feststellen lassen. Der hochmanganhaltige Grundwerkstoff verfügt über einen mittleren Mangananteil von 15 %, wobei die Verteilung des Elementes hierbei zellig vorliegt.





**Abbildung 8-7: Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Elementverteilung**  
a) CrNi, b) Ni-Basis, c) HMn

Wie bereits die metallographischen Aufnahmen und Härteverteilungen vermuten lassen, ergibt sich eine sehr inhomogene Elementverteilung für das Schweißgut, das mit dem CrNi-Zusatz erzeugt wurde, Abbildung 8-7 a). Im unteren und mittleren Schweißnahtbereich der Probe lassen sich nur geringe Mengen von 2 bis 4,5 % Mangan messen, wohingegen im oberen Bereich und auf der Seite zum FeMn-Grundwerkstoff Gehalte von bis zu 8 % Mangan vorliegen. Diese ungleichmäßige Verteilung ist darauf zurückzuführen, dass der im Zusatzwerkstoff enthaltene Mangananteil sich größtenteils im oberen Bereich der Naht wiederfindet. Die Viskosität der Schmelze der Grundwerkstoffe und die Schmelzbaddynamik ist zu hoch, um den von oben zugeführten Zusatzdraht in die Tiefe der Naht zu befördern und so eine ausreichende Durchmischung aller Werkstoffkomponenten auch bis in die unteren Bereiche des Schweißgutes zu erreichen. Diese These wird auch durch die Chrom- und Nickelverteilung bestätigt, Anhang A1. Diese Elemente sind ausschließlich im Zusatzwerkstoff enthalten und kommen in keinem der beiden Grundwerkstoffe vor. Es zeigt sich für beide Elementverteilungen eine inhomogene Durchmischung, da sich nur in den oberen Randbereichen der Naht größere Mengen an Nickel und Chrom detektieren lassen. Im mittleren und unteren Bereich der Naht können nur Chromgehalte von bis zu 3,2 % und Nickelgehalte von bis zu 1,6 % ermittelt werden. Daraus kann abgeleitet werden, dass sich der Zusatzwerkstoff während des Schweißprozesses nicht ausreichend innerhalb der Schweißnaht verteilt, sondern sich lediglich dort anfinden lässt, wo der Schweißzusatz zugeführt wurde.

Die Manganverteilung der Schweißnaht, die mit dem nickelbasierten Zusatzwerkstoff gefertigt wurde ist in Abbildung 8-7 b) dargestellt und weist einen deutlich homogenen Verlauf auf als

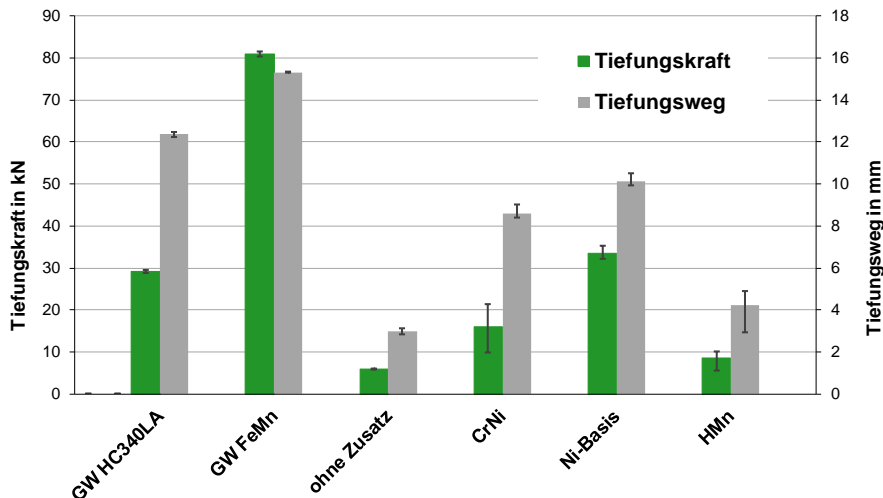
die mit dem CrNi-Schweißdraht erzeugte Schweißnaht. Dabei können Mangangehalte von 3 bis 8 % im Schweißgut detektiert werden. In dem nickelbasierten Zusatzwerkstoff sind nur etwa 0,3 % Mangan enthalten. Daher ist davon auszugehen, dass der Mangangehalt in der Schweißnaht fast ausschließlich aus dem hochmanganhaltigen Fügepartner stammt. Um die Verteilung des Zusatzwerkstoffes im Schweißgut deutlich zu machen, werden die Nickel- und Molybdänverteilung herangezogen, Anhang A2. Beide Elemente sind ausschließlich im Zusatzwerkstoff in größeren Mengen enthalten. Der Nickelgehalt liegt in der Schweißnaht zwischen 6 und 23 %. Die größten Gehalte lassen sich dabei auch wieder im oberen Bereich der Schweißnaht, wo der Zusatzwerkstoff zugeführt wird, feststellen. Aber auch im unteren Bereich der Schweißnaht lassen sich große Anteile von bis zu 14,5 % Nickel detektieren, sodass davon ausgegangen werden kann, dass der Zusatzwerkstoff sich im gesamten Schweißgut verteilt hat. Ein ähnliches Bild zeigt auch die Verteilung von Molybdän. Hier lassen sich auch im unteren Nahtbereich bis zu 3 % des Elementes messen.

Auch die Schweißnaht, die mit Hilfe des HMn-Zusatzes geschweißt wurde, weist einen deutlich homogenen Verlauf des Mangananteils in der Schweißnaht auf als die CrNi-Probe, Abbildung 8-7 c). Hierbei können Mangangehalte zwischen 8 und 14 % gemessen werden. Dabei sind sowohl im FeMn-Grundwerkstoff als auch im Zusatzwerkstoff erhöhte Mangananteile enthalten, die den großen Anteil dieses Elementes im Schweißgut erklären. Dem hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoff wurde neben Mangan auch ein Anteil von 0,5 % Molybdän zur Steigerung der Warmfestigkeit hinzulegiert. Molybdän ist in keinem der beiden Grundwerkstoffe in dieser Konzentration enthalten, sodass das Element als Indikator für die Verteilung des Schweißzusatzes in im Schweißgut dient, Anhang A3. Wie auch bereits beim Einsatz der anderen beiden Zusatzdrähte zeigt sich hier eine höhere Konzentration von bis zu 0,48 % des Elementes in den oberen Randbereichen der Schweißnaht, sodass auch hier davon auszugehen ist, dass sich der Zusatz vorwiegend durch die Drahtzuführung und die Bildung des Keyholes bei Laserstrahlschweißen dort befindet. Es können aber auch in der Mitte und im unteren Bereich der Naht Molybdängehalte von 0,32 % ermittelt werden. Der Zusatzwerkstoff ist somit auch in diesen Bereichen zu finden.

## **8.6 Mechanisch-technologische Eigenschaften von Mischverbindungen unter Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen**

### Erichsen-Tiefungs-Versuch

Um erste Informationen über das Umformvermögen und das Dehnverhalten von Mischverbindungen aus hochmanganhaltigen und unlegierten Stählen unter Einsatz von Schweißzusätzen zu erhalten und damit auch eine Aussage über die Qualität der Verbindungen treffen zu können, wurden sowohl an Grundwerkstoffproben der beiden Fügepartner als auch an den Verbindungen, die ohne Zusatzwerkstoff und mit den drei verwendeten Zusatzwerkstoffen geschweißt wurden Erichsen-Tiefungsversuche durchgeführt.

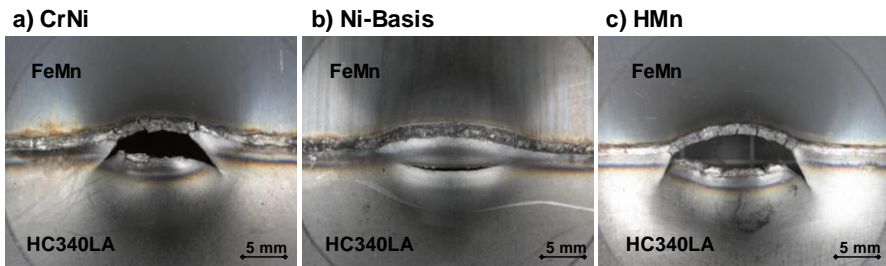


**Abbildung 8-8: Ergebnisse der Erichsen-Tiefungsversuche**

Die Ergebnisse der durchgeführten Erichsen-Tiefungsversuche sind in Abbildung 8-8 dargestellt. Als Referenz wurden jeweils an beiden Grundwerkstoffen sowie an geschweißten Proben ohne Schweißzusatzwerkstoff Tiefungsversuche durchgeführt. Daneben wurden die Proben unter Verwendung der drei Zusatzwerkstoffe untersucht und vergleichend nebeneinander gestellt. Die höchsten Werte für die Tiefungskraft und den Tiefungsweg lassen sich erwartungsgemäß für den hochmanganhaltigen Grundwerkstoff ermitteln. Es ergibt sich eine Tiefungskraft von über 80 kN bei einem Tiefungsweg von mehr als 15 mm. Der Grundwerkstoff HC340LA erreicht eine Tiefungskraft von knapp 30 kN bei einem Weg von über 12 mm. Bei der Schweißverbindung ohne den Einsatz eines Schweißzusatzes hingegen beträgt die ertragbare Tiefungskraft nur etwa 7 kN und der Tiefungsweg weniger als 3 mm. Bei der Verwendung von Schweißzusatzwerkstoff lassen sich mit dem nickelbasierten Schweißdraht die besten Ergebnisse für die gefügten Proben feststellen. Der Tiefungsweg beträgt hierbei circa 10 mm bei einer ertragbaren Tiefungskraft von etwa 34 kN. Mit dem CrNi-Zusatz ergeben sich eine Tiefungskraft von durchschnittlich 16 kN ein Weg von 8,5 mm. Allerdings weisen diese Werte vor allem für die Kraft eine deutlich größere Streuung auf als die Ergebnisse des nickelbasierten Schweißzusatzes. Unter Verwendung des hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes ergeben sich Tiefungskräfte von knapp 10 kN bei einem Tiefungsweg von etwas über 4 mm. Auch diese Werte unterliegen einer größeren Streuung.

Neben der Tiefungskraft und dem Tiefungsweg ist auch das Bruchbild der Erichsentiefung ein entscheidendes Bewertungskriterium für die Schweißnahtverbindung. In Abbildung 8-9 sind die Bruchbilder der mit Zusatz geschweißten Proben dargestellt. Sowohl die mit dem CrNi-Zusatz als auch die mit dem hochmanganhaltigen Zusatz geschweißten Proben versagen alle innerhalb der Schweißnaht oder entlang der Schmelzlinie. Lediglich die Proben, die mit dem

Ni-Basis-Zusatzwerkstoff gefügt wurden (Abbildung 8-9 b)), weisen ein Versagen in der HC340LA-seitigen Wärmeinflusszone entlang der Naht auf.

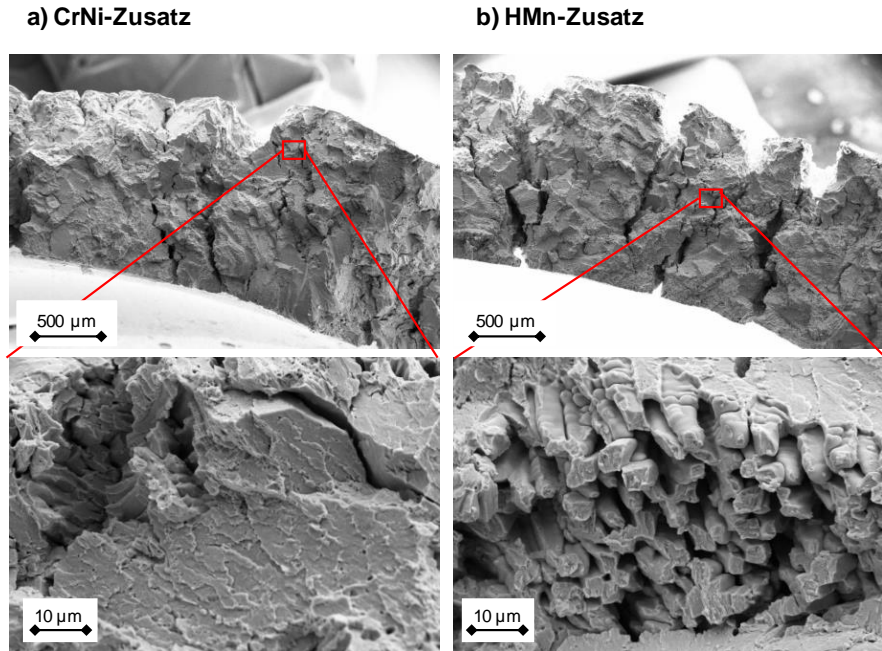


**Abbildung 8-9: Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf das Bruchverhalten bei mehrachsiger Beanspruchung**

Um auf die Ursachen für das Versagen in der Schweißnaht genauer zu schließen und das Bruchverhalten der Verbindungen zu untersuchen, wird die Bruchflächenanalyse verwendet. Dazu werden mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops Aufnahmen der Bruchkanten aus dem Erichsen-Tiefungsversuch erstellt, Abbildung 8-10. Dabei beschränkt sich die Analyse lediglich auf die im Schweißgut versagten Proben der Versuchsreihen mit dem CrNi-Zusatz und dem HMn-Zusatz.

Unter Verwendung des chrom- und nickelhaltigen Schweißzusatzes ergibt sich das in Abbildung 8-10 a) dargestellte Bruchbild. Die Bruchfläche zeigt ein stark zerklüftetes und ungleichmäßiges Schadensbild mit teilweise quer zur Naht verlaufenden Rissen. In der Detailaufnahme lassen sich neben Spaltbruchanteilen in der unteren Hälfte der Abbildung auch frei erstarrte Dendriten erkennen. Der Spaltbruch weist auf ein weitestgehend sprödes Werkstoffversagen hin, was sich wiederum auf den großen Anteil an martensitischen Strukturen im Schweißgut dieser Verbindung zurückführen lässt. Die frei erstarrten Dendriten sind ein Hinweis auf das Vorhandensein von Heißrissen oder Mikrolunkern im Gefüge. Auch die Bruchfläche der Schweißnaht, die mit dem hochmanganhaltigen Schweißzusatzwerkstoff gefügt wurde, (Abbildung 8-10 b)), weist Querrisse zur Schweißnaht auf. In der Detailaufnahme hingegen lassen sich hauptsächlich frei erstarrte Dendriten erkennen, die keine oder nur geringe Werkstoffanbindungen an den oberen Enden der Dendritenarme besitzen. Das vorzeitige Versagen der Schweißnaht lässt sich bei dieser Verbindung auf die mangelnde Anbindung der Werkstoffe und die entstandenen Fehlstellen in der Schweißnaht zurückführen.





**Abbildung 8-10: Bruchflächenanalyse mittels REM der Schweißverbindungen a) CrNi-Zusatz, b) HMn-Zusatz**

#### Zwischenfazit

Die Ergebnisse der Untersuchungen zeigen, dass der Einsatz eines Zusatzwerkstoffes die Gefügeausbildung und Metallurgie im Schweißgut maßgeblich beeinflussen. Dafür wurden drei Zusatzwerkstoffe ausgewählt. Zum einen kamen zwei konventionell eingesetzte Schweißzusätze und zum anderen ein von der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH entwickelter Schweißdraht zum Einsatz.

Für herkömmliche Stahlmischverbindungen wird häufig ein chrom- und nickelhaltiger Zusatzwerkstoff verwendet. Bei der Mischverbindung mit dem hochmanganhaltigen und dem mikrolegierten Stahl ergibt sich unter Einsatz eines solchen Zusatzes allerdings ein Mischgefüge aus Austenit und Martensit. Die martensitischen Anteile lassen sich auch in der Härteverteilung deutlich erkennen und bewirken ein frühzeitiges Versagen im Erichsen-Tiefungsversuch entlang der Schweißnaht. Die Elementverteilung zeigt auf, dass sich der Zusatzwerkstoff nur sehr unzureichend mit dem Schweißgut vermischt. Der Einsatz dieses Zusatzwerkstoffes ist in aufgrund der metallurgischen und mechanisch-technologischen Ergebnisse nicht zufriedenstellend und soll daher im Folgenden nicht weiter betrachtet werden.

Die Verwendung des nickelbasierten Schweißzusatzes ergibt die besten Ergebnisse, sowohl für die homogene dendritische Erstarrung des Schweißgutgefüges als auch die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnaht, die im Erichsen-Tiefungsversuch ermittelt wurden. Diese Verbindung weist als einzige ein Versagen außerhalb der Schweißnaht auf, was auf eine ausreichende Zähigkeit der Naht hindeutet. Dennoch soll auf den Einsatz des Ni-Basis-Zusatzwerkstoffes beim Schweißen verzichtet werden, da zum einen durch den hohen Nickelanteil erhebliche Kosten verursacht werden. Der Rohstoffpreis von Nickel übersteigt den Preis von Mangan um das 5-fache (Stand 2016) [STA18]. Zum anderen entstehen beim Schweißen mit nickelbasierten Zusatzwerkstoffen Nickeloxide, die beim Menschen bösartige Tumore auslösen können und daher einen erhöhten Arbeitsschutz erfordern [BGI13], [Bal09].

Mit dem hochmanganhaltigen Schweißzusatzwerkstoff lässt sich ein weitestgehend homogenes austenitisches Schweißgutgefüge mit nur sehr geringen Anteilen an Martensit einstellen. Es lassen sich jedoch auch Fehlstellen in Form von Mikrolunkern zwischen den Dendritenarmen detektieren, die im Erichsen-Tiefungsversuch zu einem frühzeitigen Versagen entlang der Schweißnaht führen. Da dieser Schweißzusatz aber deutlich geringere Legierungskosten verursacht als der nickelbasierte Zusatzwerkstoff, sollen im Weiteren Optimierungsmaßnahmen gefunden werden, die eine Lunkerbildung vermeiden und die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Verbindung vergleichbar machen mit denen der mit Ni-Basis-Zusatz geschweißten Nähte.

## 9 Einsatz und Optimierung eines hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes

Beim Laserstrahlschweißen der Mischverbindung mit einem FeMn-Stahl und einem mikrolegierten Stahl unter Verwendung eines hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes ergibt sich ein weitestgehend homogenes austenitisches Schweißgutgefüge. Dabei kommt es allerdings auch zur Bildung von Schwindungslunkern. Um das Auftreten dieser Fehlstellen zu vermeiden, ist es notwendig Maßnahmen zu erarbeiten, die die Erstarrung des Schweißgutes dahingehend beeinflussen, dass sich ein vollaustenitisches, lunkerfreies Schweißnahtgefüge ausbildet, wie es bei der Referenzschweißung mit dem nickelbasierten Schweißdraht erreicht wird.

### Optimierungsmaßnahmen zur Erreichung eines homogenen, lunkerfreien Schweißnahtgefüges

#### Schweißprozess

- Anpassung der Schweißparameter (Leistung, Geschw., Fokuslage)
- Schweißspalt und Kantenvorbereitung
- Einsatz einer Pendelloptik
- Einfallwinkel Laserstrahl
- Schweißen im Unterdruck
- Aufbringen von Druckspannungen während des Schweißprozesses
- Ultraschallanregung

#### Nachbehandlung

- Nachwärmen im Ofen
- Vor- bzw. Nachwärmen mittels Induktion
- Einsatz Heißdrahttechnologie
- Hämmern der Naht mit anschließendem Rekristallisationsglühen

#### Schutzgas

- Art (Ar, He, CO<sub>2</sub>, Mischgase)
- Menge

#### Zusatzwerkstoff

- Drahtzufuhrrichtung
- Drahtmenge
- Legierungsanpassung mittels Drahtbeschichtung

**Abbildung 9-1: Optimierungsmaßnahmen zum Einsatz des hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes**

Die während der Arbeit durchgeführten Optimierungsmaßnahmen sind in Abbildung 9-1 aufgeführt. Es wurden Prozessoptimierungen durchgeführt, die vor allem die Erstarrung und Durchmischung des Schweißgutes beeinflussen sollten. Weiterhin wurde der Einfluss von Wärmever- bzw. -nachbehandlungen untersucht. Auch der Einsatz verschiedener Schweißschutzgase sowie die Anpassung der Schutzgasmenge waren Bestandteil der durchgeführten Arbeiten. Der letzte Hauptpunkt der Optimierungsmaßnahmen zielte auf die Anpassung der

Legierungszusammensetzung des Schweißgutes durch die Variation der Schweißzusätze und den Einsatz verschiedener Elemente auf die Erstarrung und Ausbildung des Schweißgefüges ab.

### Schweißprozess

Die **Anpassungen der Schweißparameter** zielten vorwiegend auf die Ausbildung der Schweißnaht ab. Als Qualitätskriterium wurde dabei vor allem die Durchschweißung und Homogenisierung des Schweißgutes gewählt. Dabei wurden die Einflüsse der Laserleistung, der Schweißgeschwindigkeit sowie der Fokusslage untersucht. Die geeignetste Variation dieser drei Parameter zeichnete sich durch eine gute Durchschweißung mit geringer Nahtunterwölbung aus. Auch konnte festgestellt werden, dass sich in Abhängigkeit der Streckenenergie verschiedene Martensitgehalte im Schweißgut einstellen lassen, Abbildung 9-2. Über die Variation der Fokusslage ließ sich das Aufschmelzverhalten des Schweißzusatzwerkstoffes beeinflussen. Bei einer Fokusverschiebung von +6 mm wurde der Draht ausreichend aufgeschmolzen und ein Festschweißen des Zusatzdrahtes am Blech konnte vermieden werden.



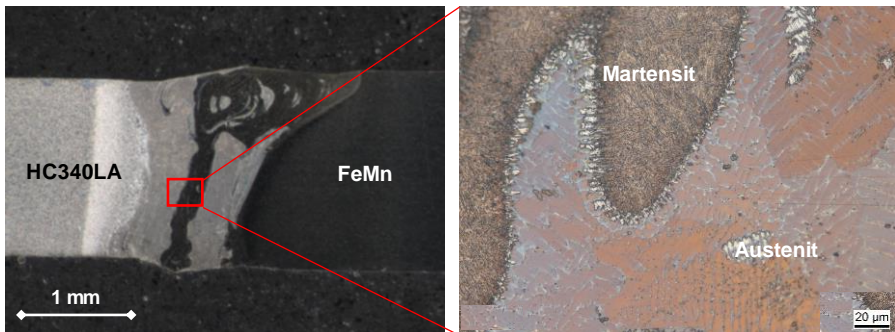
**Abbildung 9-2: Einfluss der Streckenenergie auf die Schweißnahtausbildung a) E = 44 kJ/m, b) E = 60 kJ/m, c) E = 96 kJ/m**

Auch der Einfluss eines **Schweißspaltes und die Kantenvorbereitung** wurden im Rahmen dieser Arbeit untersucht. Dazu wurden zum einen Schnittkanten mit gefrästen Kanten verglichen und zum anderen verschiedene Schweißspalte von 0 bis 0,5 mm eingestellt. Die besten Ergebnisse konnten hinsichtlich des Aufmischungsverhältnisses der Grundwerkstoffe bei gefrästen Kanten sowie einem Fügspalt von 0 mm erreicht werden.

Der **Einsatz einer Pendelloptik** sollte vor allem die Durchmischung der Grundwerkstoffe sowie die Homogenisierung und Ausgasung des Schweißgutes zum Ziel haben. Es ergaben sich durch die Pendelbewegung deutlich breitere Schweißnähte mit einer guten Durchmischung der Fügepartner und des Zusatzwerkstoffes. Allerdings konnte keine Verbesserung hinsichtlich Martensit- und Lunkerbildung im Schweißgut festgestellt werden, sodass dieser Ansatz nicht weiterverfolgt wurde.

Die Variation des **Lasereinfallwinkels** zielte auf das Aufmischungsverhältnis der beiden Grundwerkstoffe ab. In Abhängigkeit der Einstrahlrichtung und des Einfallwinkels sollte somit

mehr von dem hochmanganhaltigen Grundwerkstoff aufgeschmolzen werden. Dazu wurde der Laserstrahl in einem Winkel von  $70^\circ$  oberseitig auf den hochmanganhaltigen Grundwerkstoff ausgerichtet. Dabei ergab sich eine verbreiterte Schweißnaht. Durch die veränderten Strömungsverhältnisse kam es zu einer inhomogenen Verteilung der beiden Grundwerkstoffe und dem Zusatzwerkstoff im Schweißgut. Der ferritische Grundwerkstoff fließt bei dieser Anordnung um den bereits aufgeschmolzenen FeMn-Grundwerkstoff und den Zusatzwerkstoff herum. Es ergibt sich ein Mischgefüge aus martensitischen Randbereichen und einem austenitischen Kern, Abbildung 9-3.



**Abbildung 9-3: Einfluss des Lasereinstrahlwinkels auf die Gefügeausbildung**

Beim **Laserstrahlschweißen im Unterdruck** kann bei gleicher Leistung eine größere Einschweißtiefe erreicht werden. Außerdem ergibt sich eine Schweißnahtgeometrie mit parallelen Nahtflanken, was ein gleichmäßigeres Aufschmelzen der beiden Grundwerkstoffe zur Folge hat. Die Verwendung von Schweißschutzgasen ist nicht notwendig. Durch die besseren Entgasungsmöglichkeiten der Schmelze im Vakuum wird auch die Anfälligkeit für Lunker- und Porenbildung verringert. [Lon11], [Ver95], [Tei17] Die Versuche wurden gemeinsam mit dem Institut für Füge- und Schweißtechnik der TU Braunschweig durchgeführt. Dabei wurden verschiedene Umgebungsdrücke aufgebracht. Da jedoch keine Zufuhr eines Schweißzusatzwerkstoffes möglich war, ergab sich für alle Schweißungen unabhängig vom Umgebungsdruck ein Mischgefüge aus Austenit und Martensit.

Eine weitere Maßnahme zur Reduzierung der Mikrolunker war die **Aufbringung von Druckkräften** auf die Fügezone während des Schweißprozesses, um die Entstehung von Mikrolunkern und Heißrissen während der Erstarrung zu vermeiden. Dazu wurden die Schweißproben in einen Maschinenschraubstock eingespannt und mittels einer definierten Kraft vorgespannt. Da die Kräfte jedoch beim Aufschmelzen der Werkstoffe abgebaut werden, konnte keine Verbesserung hinsichtlich der Lunkerbildung im Schweißgut beobachtet werden.

Die vielversprechendsten Ergebnisse hinsichtlich der Homogenisierung und Durchmischung des Schweißgutes lieferte der Ansatz der **Ultraschallanregung** des Schmelzbades während

des Fügeprozesses. Aus diesem Grund soll diese Optimierungsmaßnahme auch ausführlicher in Kapitel 9.3 beschrieben werden.

### Schutzgas

Der **Einsatz verschiedener Schutzgase** auf das Erstarrungsverhalten zeigte eine deutliche Beeinflussung der Schweißnahtausbildung und -eigenschaften. Eine ausführliche Beschreibung der Ergebnisse erfolgt daher in Kapitel 9.1.

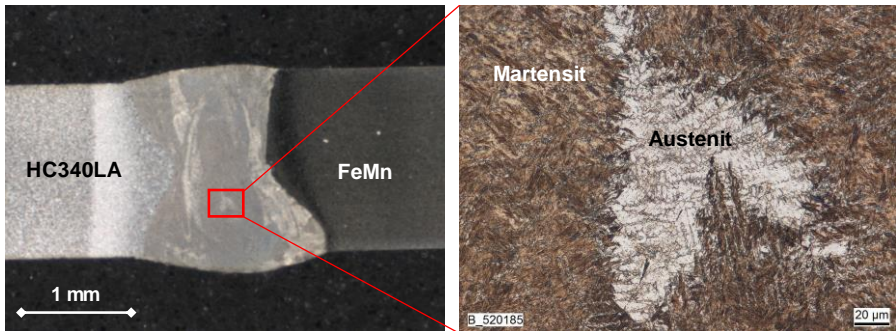
Auch die **Schutzgasmenge**, mit der der Schweißnahtbereich abgedeckt werden sollte, wurde untersucht. Dazu wurden die Fügezonen mit unterschiedlichen Volumenströmen von Argon beaufschlagt. Dabei zeigte sich, dass eine vollständige Abdeckung der Schweißnaht bei einem konstanten Schutzgasstrom von 15 l/min gewährleistet werden kann und sich kein Manganabbrand in der Schweißnaht feststellen lässt. Bei höheren Volumenströmen ergaben sich wiederum martensitische Bereiche in der Schweißnaht, was auf eine schnelle Abkühlung durch die hohe Strömungsgeschwindigkeit hindeutet.

### Nachbehandlung

Um mögliche Härte- und Festigkeitssprünge durch Auftreten von Martensitinseln im Schweißgut zu minimieren, wurde nach dem Fügen ein **Nachwärmen im Ofen** durchgeführt. Dazu wurden verschiedene Anlasstemperaturen zwischen 250 und 320°C gewählt. Bei keiner der Proben konnte jedoch eine Änderung des Schweißnahtgefüges oder ein Absinken der Härtewerte festgestellt werden.

Um die Erstarrungsgeschwindigkeit der Schmelze zu beeinflussen wurde der Ansatz eines **Vor- bzw. Nachwärmens mittels Induktion** untersucht. Hintergrund beim Nachwärmen war es die Erstarrungsgeschwindigkeit zu reduzieren, um so das Schmelzbad möglichst lange flüssig zu halten und die Lunkerbildung im Schweißgut zu verhindern. Da der Induktor allerdings aufgrund des Bauraumes nur bis zu einem Abstand von 60 mm an den Laserprozess angebunden werden konnte, war die Schmelze bereits erstarrt und es ergab sich keine sichtbare Verbesserung der Schweißnahtqualität. Beim Vorwärmen mittels Induktion sollte ebenfalls die Abkühlrate im Schweißbereich verlangsamt werden. Dazu wurde die Probe vor dem Schweißprozess von dem Induktor überfahren bis die gewünschte Vorwärmtemperatur von 150°C erreicht wurde. Das Vorwärmen mittels Induktor zeigte in den metallographischen Ergebnissen keine Verbesserung hinsichtlich der Mikrolunkerbildung.

Ein ähnlicher Ansatz wie beim Vorwärmen durch Induktion wurde auch beim **Einsatz der Heißdrahttechnologie** verfolgt. Auch hierbei sollte die Abkühlrate durch Einbringung von mehr Wärmeenergie in den Schweißprozess reduziert werden, um die Bildung von Lunkern zu hemmen. Durch die größere Wärmeerbringung wird bei der Verwendung der Heißdrahttechnologie deutlich mehr Grundwerkstoff aufgeschmolzen, sodass sich zum einen bereits Nähte ergaben und zum anderen das Aufmischungsverhältnis dahingehend verändert wurde, dass der Anteil des ferritischen Grundwerkstoffes zunahm, was zu einer Zunahme der Martensitanteile führte, Abbildung 9-4.



**Abbildung 9-4: Einfluss der Heißdrahttechnologie auf die Gefügeausbildung**

Bei der **mechanischen Nachbehandlung mit anschließendem Rekristallisationsglühen** wurden die Schweißnähte zunächst mit einem Pitec-Hammer mechanisch verformt und anschließend im Ofen rekristallisiert. Die Verformung durch das Hämmern konnte jedoch nur in die obersten Randschichten von wenigen Mikrometern der Schweißproben eingebracht werden. Die restliche Schweißnaht wurde nicht mechanisch beansprucht, sodass keine Veränderung der Gefügeeigenschaften und Schweißnahtqualität festgestellt werden konnten.

#### Zusatzwerkstoff

Auch die **Zufuhrriechung des Schweißzusatzwerkstoffes** hat einen Einfluss auf die Ausbildung der Schweißnaht. Der Schweißdraht wurde sowohl schleppend vorlaufend als auch stechend nachlaufend zugeführt. Bei der schleppenden Drahtzuführung konnte zwar eine tiefergehende Schmelzbaddynamik beobachtet werden, allerdings hatte dies keinen Einfluss auf eine homogene Gefügeausbildung, sondern führte zu einem vermehrten Anteil an Martensitinseln in der Schweißnaht im Vergleich zum Einsatz mit einer stechend nachlaufenden Drahtzufuhr. Aus diesen Gründen wurde im Weiteren die stechende Drahtzuführriechung gewählt.

Über die eingebrachte **Drahtmenge** lässt sich die Zusammensetzung des Schweißgutes maßgeblich beeinflussen. Es wurden verschiedene Drahtmengen untersucht. Die Auswahl der geeignetsten Drahtmenge erfolgte dabei anhand des Nahtvolumens. Es sollte zwar möglichst ein hoher Aufmischungsgrad mit dem Zusatz realisiert werden. Gleichzeitig musste aber auch drauf geachtet werden, dass sich eine möglichst geringe Nahtüberhöhung und Nahtwurzel ausbildet. Um dies zu gewährleisten wurde eine konstante Drahtfördergeschwindigkeit von 2,5 m/min für alle weiteren Schweißversuche mit Zusatzwerkstoff gewählt.

Einer der größten Einflüsse auf die Ausbildung des Schweißgutes zielt auf die Legierungszusammensetzung des Schweißgutes ab. Dazu wurde eine **Anpassung der Drahtlegierung** des hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes mittels PVD-Beschichten untersucht. Die ausführliche Darstellung der Ergebnisse kann dem Kapitel 9.2 entnommen werden.

## 9.1 Einfluss von Schweißschutzgasen

Beim Laserstrahlschweißen werden häufig Prozessgase eingesetzt. Diese Gase können in Abhängigkeit ihrer Zusammensetzung die Metallurgie und Durchmischung des Schweißbades maßgeblich beeinflussen sowie das Schmelzbad vor der Atmosphäre abschirmen, umso einen möglichen Abbrand bestimmter Elemente zu verhindern. Auch die Wärmeübertragung kann durch den Einsatz eines Schweißschutzgases optimiert werden.

Schweißschutzgase werden nach der DIN EN ISO 14175 in folgende Gruppen unterteilt:

- inerte Gase und Mischgase
- oxidierende Mischgase mit Sauerstoff und / oder Kohlenstoffdioxid
- stark oxidierende Mischgase mit Sauerstoff und / oder Kohlenstoffdioxid
- reduzierende Mischgase
- reaktionsträge Mischgase oder reaktionsträge Mischgase mit Stickstoff
- Sauerstoff und weitere Mischgase

In den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen wird der Einfluss von drei inerten und zwei aktiven Schweißschutzgasen ermittelt und einer Schweißung ohne den Einsatz eines Schutzgases gegenübergestellt. Als inerte Gase wurden Argon und Helium verwendet und als Aktivgase kamen Stickstoff, ein Gemisch aus 10 % CO<sub>2</sub> und 90% Argon sowie ein Mischgas aus 96% Argon, 3% CO<sub>2</sub> und 1% Sauerstoff zum Einsatz.

Die Eigenschaften der verwendeten Schweißschutzgase sollen im Nachfolgenden kurz beschrieben werden.

Argon (Ar) gehört zu den leicht ionisierbaren Inertgasen. Es wird häufig als Trägergas für inerte und aktive Mischgase verwendet. Aufgrund seiner geringen Wärmeleitfähigkeit bildet sich beim Metallschutzgasschweißen mit reinem Argon ein tiefer und schmaler Wurzeleinbrand (Argonfinger) aus. Da es schwerer als Luft ist, senkt es sich über das Schweißbad und schirmt es so ideal von der Atmosphäre ab. [Mat12], [Dil94], [Boe90], [Ste93]

Auch das Schutzgas Helium (He) gehört zu den Inertgasen. Die Wärmeleitfähigkeit von Helium ist im Vergleich zu Argon deutlich höher, was zu einer deutlichen Temperatursteigerung im Schweißprozess führt und somit höhere Schweißgeschwindigkeiten erlaubt. Auch die Viskosität der Schmelze nimmt dadurch zu, sodass sich eine bessere Durchmischung und Entgasung des Schmelzbades erreichen lässt. Durch die geringe Dichte dieses Gases besitzt Helium aber eine weniger gute Abschirmleitung vor der Umgebungsluft als Argon. [Mat12], [Tru01]

Stickstoff (N<sub>2</sub>) wird vorwiegend als Austenitbildner beim Schweißen von Duplex-Stählen eingesetzt. Stickstoff gehört zwar nicht zu den inerten Gasen, ist aber als stabiles Molekül sehr reaktionsträge. Der Einsatz von Stickstoff kann die Porenbildung begünstigen. [Boe90], [Fue14]

In der Schweißtechnik wird Kohlenstoffdioxid (CO<sub>2</sub>) hauptsächlich als Aktivgas-Komponente in argonreichen Mischgasen verwendet da es beim Einsatz von reinem CO<sub>2</sub> zu erheblicher



Spritzerbildung und einem unregelmäßigen Nahtaussehen kommt. Es besitzt eine geringere Ionisationsenergie aufgrund der Bildung von Metalloxiden und bewirkt beim Schweißen einen tiefen und runden Einbrand ohne Argonfinger. [Fue14], [Boe90]

Sauerstoff ( $O_2$ ) gehört ebenfalls zu den aktiven Schutzgasen. Der Einsatz von diesem Gas beim Schweißen hat eine Erhöhung der Schmelzviskosität sowie eine Verringerung der Oberflächenspannung zur Folge. Dadurch ergibt sich eine bessere Durchmischung des Schmelzbades. Da ein hoher Sauerstoffanteil zu Abbrand von Legierungselementen führt, werden nur geringe  $O_2$ -Anteile in Mischgasen eingesetzt. [Ste93], [Fue14]

### Metallographische Analyse

Die Ergebnisse der metallographischen Analyse sowie die dazugehörigen Detailaufnahmen der eingesetzten Schweißschutzgase sind in Abbildung 9-5 dargestellt und vergleichend einer Schweißnaht ohne den Einsatz eines Schutzgases (Abbildung 9-5 a)) gegenübergestellt.

Für alle Schweißungen ergeben sich in den Übersichtsaufnahmen eine gute Nahtausbildung mit aufgefüllter Decklage und ausgeprägter Nahtwurzel.

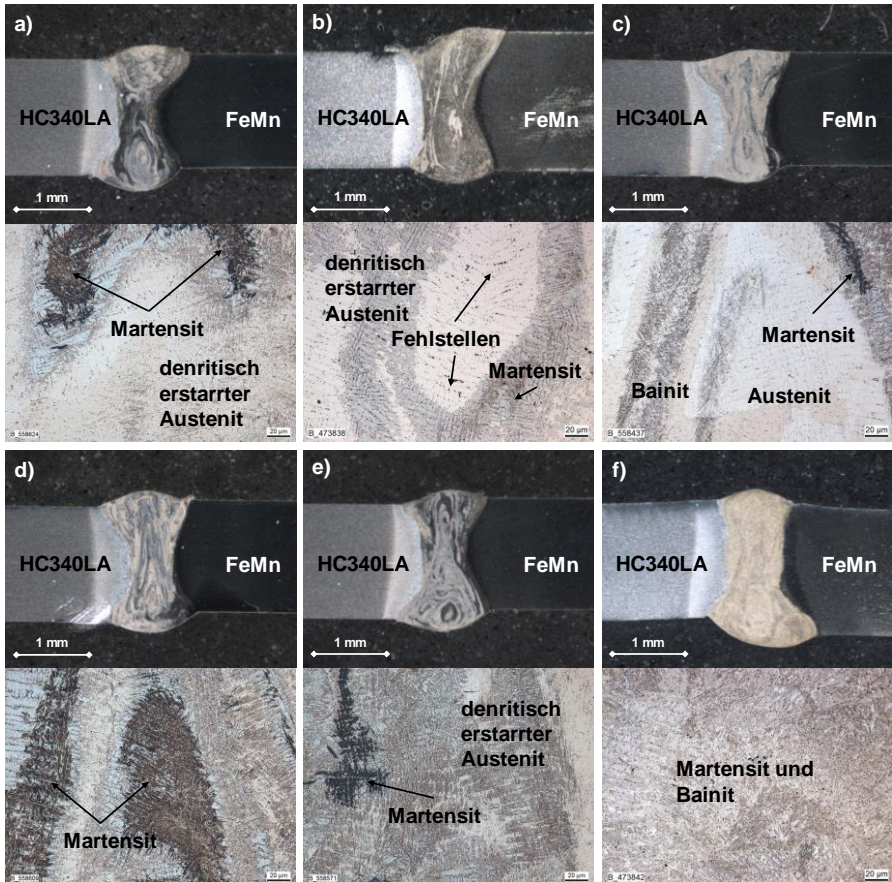
In Abbildung 9-5 a) ist das Ergebnis der Schweißung ohne Verwendung eines Schutzgases dargestellt. Es ergibt sich ein zweiphasiges Mischgefüge. In der Detailaufnahme können neben Austenit auch Martensit detektiert werden. Auch lassen sich zwischen den Dendritenarmen des austenitischen Gefüges Mikrolunker feststellen.

Unter Verwendung des Schutzgases Argon können die Martensitanteile im Schweißgut deutlich reduziert werden, Abbildung 9-5 b). Allerdings steigt mit dem Anteil an dendritischen Strukturen auch die Anzahl der Fehlstellen im Schweißgutgefüge.

Der Einsatz von Helium als Schutzgas hingegen zeigt keine Verbesserung bezüglich der Austenitbildung im Schweißgut. Bei dieser Schweißung (Abbildung 9-5 c)) lassen sich in der Detailaufnahme neben Austenit und Martensit auch Anteile an Bainit erkennen.

In Abbildung 9-5 d) ist das Ergebnis des Schweißversuches unter Verwendung von Stickstoff dargestellt. Es ergibt sich auch hierbei ein mehrphasiges Gefüge aus Austenit und Martensit. Die Anzahl der Mikrolunker ist hierbei stark reduziert.

Unter Einsatz des aktiven Gasgemisches aus 90% Ar und 10%  $CO_2$  ergibt sich wieder ein Mischgefüge aus dendritisch erstarrtem Austenit und Martensit, Abbildung 9-5 e). Die Anteile an Martensit sind aber im Vergleich zu Helium und Stickstoff geringer, da Stickstoff als Austenitbildner das austenitische Gefüge stabilisiert.

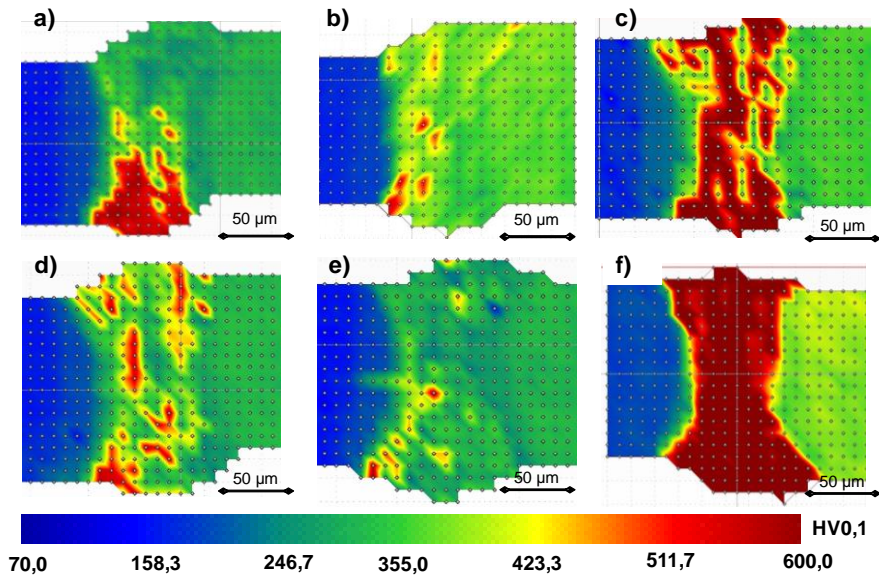


**Abbildung 9-5: Einfluss von Schweißschutzgasen auf die Gefügeausbildung unter Verwendung des HMn-Zusatzes a) ohne, b) Argon, c) Helium, d) Stickstoff, e) 90% Argon+10% CO<sub>2</sub>, f) Mischgas mit O<sub>2</sub>**

Bei der Verwendung des dreikomponentigen Mischgases mit einem Sauerstoffanteil von 1 % lässt sich in der Übersichtsaufnahme (Abbildung 9-5 f)) erkennen, dass die Schweißnaht nach unten hin deutlich breiter wird. Dies lässt sich auf die Abnahme der Schmelzenviskosität durch den Sauerstoffanteil des Gases zurückführen. Durch die verringerte Viskosität wird die Schmelze von der Schwärze weiter nach unten gezogen. Auch lässt sich ein weitestgehend homogenes Schweißnahtgefüge feststellen. Mit Hilfe der Detailaufnahme lässt sich das Gefüge als martensitisch bzw. bainitisch bestimmen. Das Vorhandensein von Lunkern kann in dieser Schweißnaht nicht beobachtet werden.

### Härteverteilung im Schweißgut

Um den Einfluss der Phasenverteilung innerhalb der Schweißnaht zu verdeutlichen, werden im Folgenden die Härtemappings der Schweißversuche unter Verwendung der verschiedenen Schutzgase aufgezeigt, Abbildung 9-6. Die Ergebnisse zeigen einen deutlichen Einfluss der Schutzgase auf die Härteverteilung im Schweißgutgefüge.



**Abbildung 9-6: Einfluss von Schweißschutzgasen auf die Härteverteilung a) ohne, b) Argon, c) Helium, d) Stickstoff, e) 90% Argon, 10% CO<sub>2</sub> f) Mischgas mit O<sub>2</sub>**

In Abbildung 9-6 a) ist die Härteverteilung des Schweißversuches ohne den Einsatz eines Schutzgases dargestellt. Es ergibt sich ein zweigeteiltes Härtefeld. Im oberen Bereich der Schweißnaht können Härtewerte zwischen 250 und 310 HV<sub>0,1</sub> gemessen werden, was etwa das Härteniveau des FeMn-Grundwerkstoffes wiedergibt. In der unteren Hälfte der Schweißnaht hingegen ergibt sich ein großes Härtefeld mit Werten von 600 HV<sub>0,1</sub>, was auf den erhöhten Martensitanteil in diesem Bereich zurückzuführen ist.

Bei der Verwendung des inerten Schutzgases Argon ist die Härteverteilung entlang der Naht weitestgehend homogen und vergleichbar mit den Werten des hochmanganhaltigen Grundwerkstoffes, Abbildung 9-6 b) Lediglich im unteren Randbereich hin zum ferritischen Grundwerkstoff ergeben sich Härtespitzen von etwa 550 HV<sub>0,1</sub>.

Die Ergebnisse der Härtefelduntersuchung für die Schweißung mit dem Schutzgas Helium ergeben entlang der kompletten Schweißnaht eine erhöhte Härte mit Werten von bis zu 600 HV 0,1, Abbildung 9-6 c). Nur vereinzelt ergeben sich Bereiche geringerer Härte (340 HV 0,1).

Im Vergleich zum Ergebnis der Argonschweißung ergeben sich für das Schweißergebnis mit Stickstoff deutlich mehr Bereiche erhöhter Härte im gesamten Nahtbereich, Abbildung 9-6 d). Diese Härtespitzen besitzen Werte von bis zu 550 HV 0,1 und können auf Martensit- bzw. Bainitanteile in diesen Bereichen zurückgeführt werden.

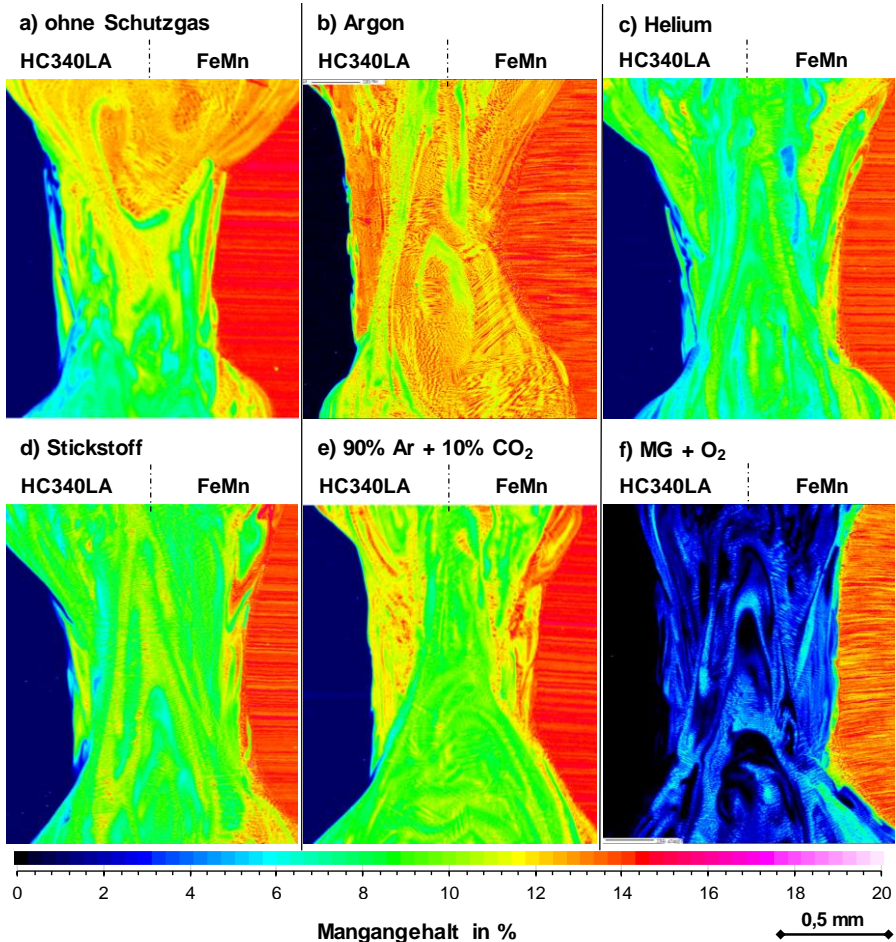
Der Einsatz des aktiven Schutzgasgemisches mit einem CO<sub>2</sub>-Anteil von 10 % ist in Abbildung 9-6 e) dargestellt. Die Härtewerte im Schweißgut lassen sich mit denen aus dem FeMn-Grundwerkstoffvergleichen. Wie auch bei der Schweißung mit reinem Argon lassen sich Härtespitzen im unteren Bereich zum ferritischen Grundwerkstoff mit Härtewerten von maximal 560 HV 0,1 detektieren.

In Abbildung 9-6 f) ist das Härtefeld der Schweißnaht dargestellt, die unter dem dreikomponentigen Schutzgas mit einem O<sub>2</sub>-Anteil von 1 % erzeugt wurde. Es ergibt sich ein homogener Härteverlauf über die gesamte Schweißnaht, wobei die Härtewerte zwischen 520 und 600 HV 0,1 liegen. Dieses Ergebnis spiegelt auch die metallographischen Untersuchungen wieder, bei denen ein vollmartensitisches Schweißgutgefüge ermittelt wurde.

#### Manganverteilung im Schweißgut

Die Gefügeausbildung des Mischschweißgutes ist maßgeblich von dem Anteil des austenitstabilisierenden Elementes Mangan abhängig. Aus diesem Grund ist die Kenntnis des Mangananteils entlang der Schweißnaht ebenfalls ein wichtiger Indikator dafür, welche Gefügebestandteile sich innerhalb der Schweißnaht ausbilden.

In Abbildung 9-7 ist die Manganverteilung der Schweißversuche unter Verwendung der verschiedenen Schutzgase dargestellt. Es zeigt sich, dass unterschiedliche Schweißschutzgase auch verschiedene Einflüsse auf den Mangananteil im Schweißgut haben und bestätigen die Ergebnisse aus den metallographischen Untersuchungen und der Härteverteilung.



**Abbildung 9-7: Einfluss von Schweißschutzgasen auf die Manganverteilung a) ohne SG, b) Argon, c) Helium, d) Stickstoff, e) 10% Argon + 90% CO<sub>2</sub>, f) Mischgas mit O<sub>2</sub>**

Die Manganverteilung der Schweißverbindung, die ohne Schutzgasabdeckung hergestellt wurde, ist in Abbildung 9-7 a) dargestellt. Es zeigt sich eine sehr inhomogene Verteilung der Mangankonzentration innerhalb der Schweißnaht. Im oberen Bereich der Naht können Anteile von bis zu 14 % detektiert werden. Nach unten hin nimmt die Mangankonzentration deutlich ab, sodass nur noch Anteile von 6,5 bis 9 % in der unteren Nahthälfte gemessen werden. Der von oben zugeführte Schweißzusatzwerkstoff enthält bis zu 18 % Mangan. Aufgrund der inhomogenen Verteilung des Mangans liegt die Vermutung nahe, dass sich der Zusatzwerkstoff

hauptsächlich im oberen Schweißnahtbereich wiederfinden lässt, da die Viskosität und Durchmischung der Schmelze zu hoch war, um eine homogene Verteilung des Zusatzes innerhalb der Schweißnaht zu gewährleisten.

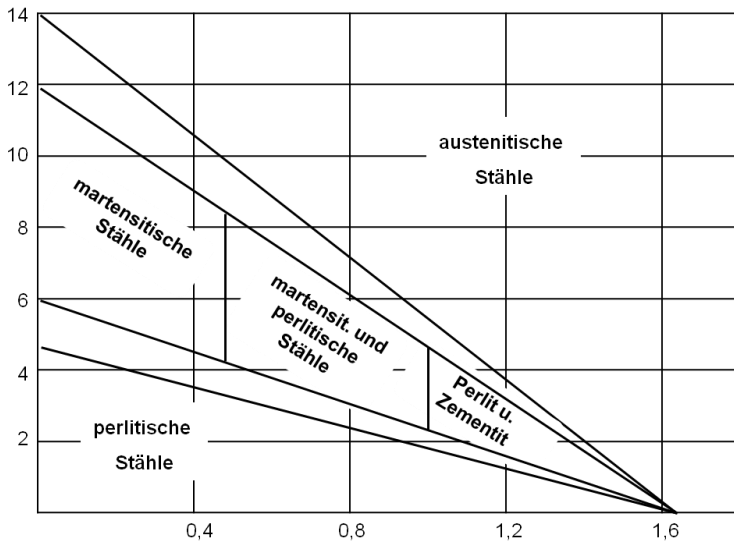
Im Vergleich dazu ergibt sich bei der Schweißung unter Argonschutzgasatmosphäre eine homogene Verteilung des Elementes Mangan, Abbildung 9-7 b). Entlang der gesamten Schweißnaht können erhöhte Mangananteile von etwa 14 % erreicht werden. Lediglich in der Mitte und im unteren Nahtbereich zur Schmelzlinie des mikrolegierten Grundwerkstoffes hin ergeben sich kleine Bereiche mit rund 8 bis 9 % Mangan. Bei der metallographischen Analyse und der Härtemessung sind diese Bereiche ebenfalls auffällig, da sich dort martensitische Phasen mit erhöhten Härtewerten ausbilden.

Die Schutzgase Helium und Stickstoff zeigen ähnliche Ergebnisse bezogen auf den Mangangehalt in der Schweißnaht, Abbildung 9-7 c) und Abbildung 9-7 d). Im Mittel ergibt sich für beide Nähte ein Mangangehalt von rund 8,5 %. Es können aber auch vereinzelt Bereiche mit weniger als 6 % Mangan ermittelt werden. Diese Bereiche weisen in der metallographischen Analyse weitestgehend martensitische Strukturen mit erhöhter Härte auf. Da Stickstoff ein Austenitbildner ist, ergeben sich trotz geringem Mangangehalt deutlich mehr austenitische Bereiche in der Schweißnaht im Vergleich zu Helium. Da Helium eine geringere Dichte als die Umgebungsluft aufweist, ist die Schutzgasabdeckung der Schweißnaht nicht ausreichend, sodass das Schweißgut mit dem Luftsauerstoff reagiert und es zum Abbrand von Mangan kommt, was den geringeren Anteil dieses Elementes in der Schweißnaht erklärt.

In Abbildung 9-7 e) ist die Manganverteilung unter Verwendung des CO<sub>2</sub>-haltigen Schutzgases dargestellt. Wie auch die Schweißnähte, die unter Helium und Stickstoff erzeugt wurden, weist diese Naht vor allem in der Mitte und im unteren Bereich einen mittleren Mangangehalt von 9 bis 10 % auf, welcher im Vergleich zu Argon geringer ausfällt. Lediglich in den oberen Randbereichen der Naht lassen sich höhere Anteile des Elementes von 12 bis 14 % ausmachen.

Die geringsten Mangangehalte innerhalb der Schweißnaht zwischen 3 und 6 % werden bei der Verwendung des dreikomponentigen Schutzgases mit einem Sauerstoffanteil von 1 % ermittelt, Abbildung 9-7 f). Es zeigt sich anhand dieses Ergebnisses, dass bereits geringe Sauerstoffgehalte von nur einem Prozent einen erheblichen Abbrand an Mangan zur Folge haben und es zur Bildung eines martensitischen Gefüges kommt.

In Abbildung 9-8 ist nach Guillet die Gefügeausbildung von Manganstählen in Abhängigkeit vom Mangan- und Kohlenstoffgehalt dargestellt. Sowohl Kohlenstoff als auch Mangan wirken als Austenitbildner. Geht man von einem konstanten Kohlenstoffanteil von 0,4 % in der Schweißnaht bei einer Mischverbindung aus, müssen nach Guillet's Diagramm mindestens 9 % Mangan im Schweißgut vorhanden sein, um ein austenitisches Gefüge zu erreichen. Damit sich ein stabiles austenitisches Gefüge ausbildet, sind sogar 14 % notwendig. [Sch75]



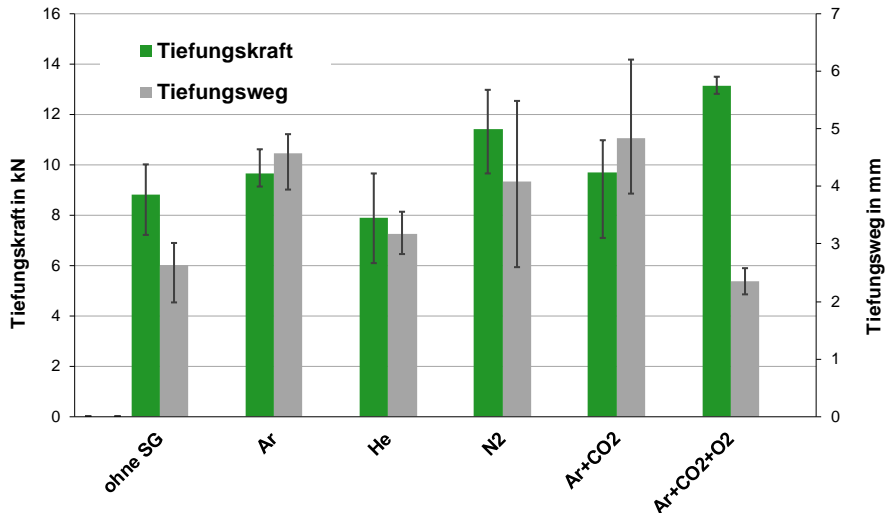
**Abbildung 9-8: Gefügeausbildung in Abhängigkeit des Mangangehaltes nach Guillet [Sch04]**

Bei den Schutzgasuntersuchungen konnte nur unter Argonatmosphäre ein weitestgehend homogener Mangananteil entlang des gesamten Nahtquerschnittes von etwa 14 % erreicht werden. Alle anderen Schweißnähte weisen große Bereiche geringerer Anteile auf, wodurch die Martensitbildung im Schweißgut begünstigt wird. In dem Übergangsbereich zwischen einem Mangananteil von 9 bis 10,5% können sich sowohl Martensit als auch Austenit ausbilden, was die inhomogene Gefügestruktur der Bereiche mit diesen Mangangehalten erklärt. Fällt der Mangananteil in der Schweißnaht unter 9 %, wie beim Einsatz des sauerstoffhaltigen Mischgases, ergibt sich eine reine martensitische Struktur.

#### Erichsen-Tiefungs-Versuch

Um erste Erkenntnisse über die Qualität und das Verformungsvermögen der Schweißverbindungen unter Verwendung verschiedener Schutzgase zu erlangen, wurden die Verbindungen unter mehrachsiger Beanspruchung im Erichsen-Tiefungs-Versuch geprüft. In Abbildung 9-9 sind die Ergebnisse der durchgeführten Erichsen-Tiefungsversuche dargestellt. Alle Proben wurden dabei unter Einsatz des hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes erzeugt.





**Abbildung 9-9: Einfluss von Schweißschutzgasen auf das Tiefungsvermögen der Schweißverbindungen, Erichsen-Tiefungs-Versuch**

Es zeigt sich, dass der Einsatz von Schweißschutzgasen einen großen Einfluss auf das Tiefungsvermögen der Schweißverbindungen besitzt. Ohne den Einsatz eines Schutzgases können etwa 8,9 kN Tiefungskraft und 2,75 mm Tiefungsweg erreicht werden. Unter Verwendung von Argon hingegen ergeben sich im Mittel Tiefungskräfte von knapp 10 kN bei einem erreichten Tiefungsweg von 4,6 mm. Der Einsatz von Helium bewirkt zwar eine Zunahme der Tiefungskraft im Vergleich zu Argon, allerdings liegt der erreichte Tiefungsweg nur noch bei rund 3,2 mm, was auf die spröden Phasen im Schweißgutgefüge zurückzuführen ist. Ähnlich verhält es sich bei der Verwendung von Stickstoff als Schutzgas. Hier können gemittelte Tiefungskräfte von 11,5 kN gemessen werden, wohingegen der Tiefungsweg mit einem Wert von 3,9 mm unterhalb der Ergebnisse der mit Argon geschweißten Proben liegt. Auch können bei diesen Versuchen sehr große Streubreiten sowohl bei der Tiefungskraft als auch beim Tiefungsweg festgestellt werden. Beim Einsatz des zweikomponentigen Schutzgases mit 90 % Argon und 10 % CO<sub>2</sub> ergeben sich im Mittel vergleichbare Ergebnisse wie beim Einsatz von Argon. Allerdings unterliegen auch diese Ergebnisse sehr großen Streuungen. Die größten gemittelten Tiefungskräfte von etwa 13,2 kN werden mit dem Mischgas aus Argon, CO<sub>2</sub> und O<sub>2</sub> erreicht. Es ergibt sich eine Zunahme der Tiefungskräfte von 35 % im Vergleich zur Schweißung ohne Schutzgas. Durch das vollmartensitische Gefüge bei dieser Verbindung können aber nur noch 2,4 mm Tiefungsweg erreicht werden, was eine Reduzierung gegenüber Argon von knapp 48 % bedeutet.



Die Bruchbilder der Schweißproben, die unter Einsatz verschiedener Schweißschutzgase erzeugt wurden, können dem Anhang C entnommen werden. Es zeigt sich für alle Verbindungen ein Versagen entlang der Schweißnaht.

### Zwischenfazit

Die metallographische Untersuchung des Einflusses verschiedener Schweißschutzgase auf die Ausbildung des Schweißnahtgefüges ergeben, dass sich lediglich unter Verwendung von reinem Argon oder einem Gasgemisch aus 90% Argon und 10% CO<sub>2</sub> ein Schweißgutgefüge mit größtenteils austenitischer Erstarrung und nur sehr geringen Martensitanteilen einstellen lässt. Beim Einsatz von Helium und Stickstoff ergeben sich Mischgefüge mit unterschiedlichen Martensitgehalten. Diese Ergebnisse können auch durch die Härteverteilung in den Schweißgütern bestätigt werden. Die WDX-Messungen zeigen für die Verbindungen unter Verwendung von Helium, Stickstoff und dem binären Gasgemisch einen Abbrand des Legierungselementes Mangan. Lediglich unter Argonatmosphäre bleibt der Mangangehalt in der Schweißnaht bei durchschnittlich 11%.

Als w eitestgehend ungeeignetes Schweißgas ergibt sich das Gasgemisch aus Argon, CO<sub>2</sub> und Sauerstoff. Durch den Sauerstoffanteil des Gases kommt es zu einem erheblichen Manganabbrand in der Schweißnaht, sodass sich ein vollständig martensitisch erstarrtes Schweißgutgefüge ausbildet, welches zwar hohe Festigkeiten besitzt, aber im Erichsen-Tiefungs-Versuch bereits bei sehr geringen Verformungswegen spröde versagt.

Aufgrund der vorliegenden Ergebnisse werden die nachfolgenden Untersuchungen unter Verwendung des Schutzgases Argon durchgeführt, da hierbei der geringste Manganabbrand zu erwarten ist. Außerdem ergeben sich im Erichsen-Tiefungs-Versuch größere Tiefungswege und Tiefungskräfte mit geringen Streubreiten im Vergleich zu den Schweißverbindungen, die ohne Schutzgas erzeugt wurden.

## **9.2 Einfluss Drahtbeschichtung**

Um die Metallurgie des Schweißgutgefüges zu beeinflussen, wurde die chemische Zusammensetzung des verwendeten Schweißzusatzes angepasst. Damit keine neuen Abgüsse für neue Schweißdrähte erzeugt werden müssen, sollte im ersten Ansatz der hochmanganhaltige Versuchsschweißdraht mittels PVD-Verfahren mit verschiedenen Elementen beschichtet werden.

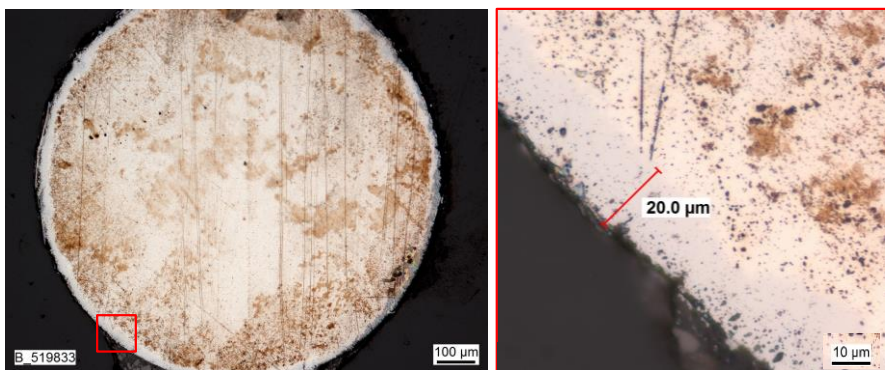
Beim der physikalischen Gasphasenabscheidung oder auch PVD-Verfahren (physical vapour deposition) genannt, wird der Beschichtungswerkstoff durch Energiezufuhr verdampft, um auf dem kalten zu beschichtenden Material zu kondensieren. Dabei muss das verdampfte Element vorher durch die Gasphase transportiert werden. Damit es dabei nicht zu einer Kollision mit anderen Teilchen kommt, muss der Prozess im Hochvakuum erfolgen. Es werden die drei Grundtypen Bedampfen, Sputtern und Ionenplattieren unterschieden. [Ils04], [Mat10] Das Beschichten des Versuchsdrahtes erfolgte mittels PVD-Sputtern. Erste Untersuchungen zur

Beschichtung von Schweißdrähten zur Beeinflussung der Lichtbogencharakteristik wurden bereits durchgeführt [Wes18]

Für die Beschichtung des hochmanganhaltigen Schweißzusatzdrahtes werden die Legierungselemente Aluminium, Chrom, Titan und Niob ausgewählt. Somit ergeben sich vier Versuchsvarianten, die untersucht werden.

Alle ausgewählten Beschichtungselemente erzwingen vorwiegend eine primär ferritische Erstarrung im Schweißgut. Die Löslichkeit von Legierungs-, Begleit- und Verunreinigungselementen ist im Ferrit wesentlich größer, sodass eine größere Verteilung von niedrigschmelzenden Phasen bzw. die Bildung niedrigschmelzender Eutektika verhindert wird. Außerdem wirken Deltaferrite bei einer primär ferritischen Erstarrung als Kristallisationskeime für den sekundär gebildeten Austenit, sodass eine feinkörnige dendritische Erstarrung des Schweißgutgefüges begünstigt und die Gefahr der Lunkerbildung reduziert wird. Ein weiterer Vorteil einer primär ferritischen Erstarrung liegt in dem im Vergleich zum Austenit kleineren thermischen Wärmeausdehnungskoeffizienten, wodurch die ferritischen Gefügebestandteile während der Erstarrung geringere Kristallisations- und Abkühlspannungen verursachen, sodass die Heißrissgefahr bzw. die Lunkerbildung vermindert werden. Neben der Ferritstabilisierenden Wirkung weitet Chrom bei geringen Zugaben außerdem das Austenit-Gebiet zu niedrigen Temperaturen aus. Niob ist ein Karbidbildner, der Kohlenstoff abbundet und so die Bildung von Martensit im Schweißgut hemmt. [Mur02], [Sch03]

In Abhängigkeit der Besputterungsdauer, des abzuscheidenden Elementes und der eingebrachten Energie, können verschiedene Schichtdicken eingestellt werden. Beispielhaft ist der Querschliff des mit Chrom beschichteten Drahtes in Abbildung 9-10 dargestellt. Die Detailaufnahmen der übrigen Beschichtungen können dem Anhang B2 entnommen werden



**Abbildung 9-10: PVD-Beschichtung des HMn-Schweißzusatzes am Beispiel Chrom**

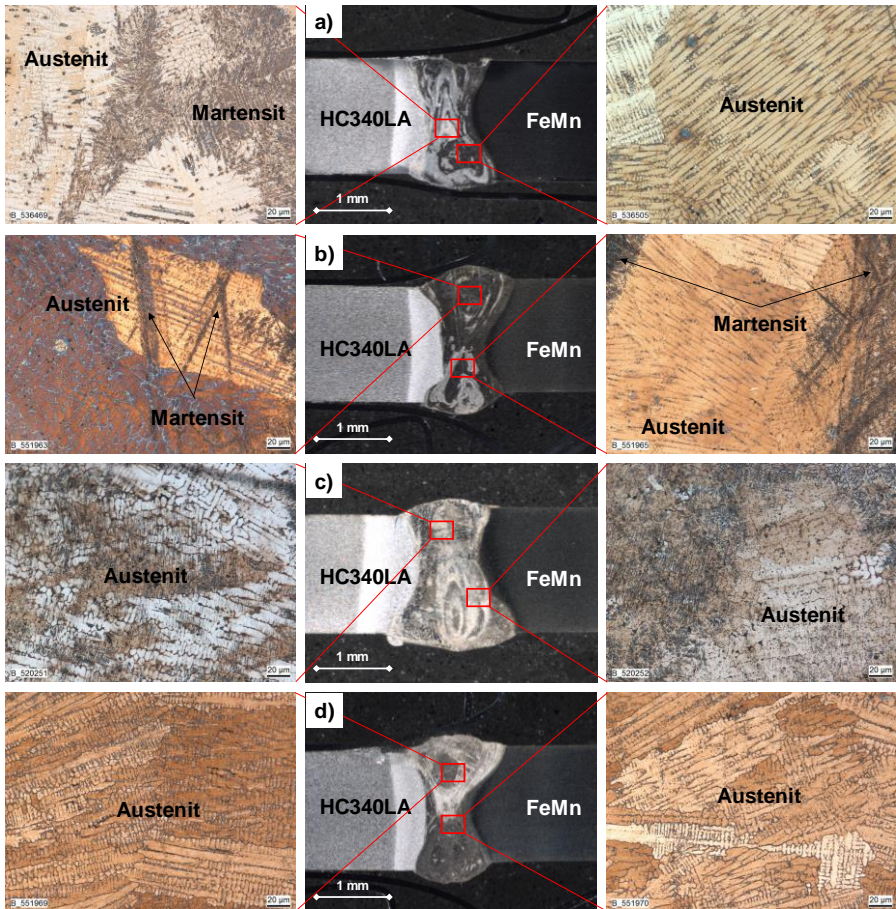
Um eine möglichst gute Haftung der Beschichtungselemente auf dem Draht zu gewährleisten, wurde der Versuchsdraht vor dem Beschichten gebeizt. Die Schichtdicken schwanken entlang der Schweißdrahtlänge und des -umfangs. Daher wurden die Schichtdicken an drei Querschliffen jeweils an 6 umlaufenden Positionen gemessen. Aus dem daraus gemittelten Wert wurde anschließend der jeweilige Elementanteil im Draht berechnet. So ergibt sich für die Beschichtung mit Aluminium eine mittlere Schichtdicke von 11,1 µm, was einen zugesetzten Aluminiumanteil von etwa 2,0 % im Draht bewirkt. Die Schichtdicke des mit chrombeschichteten Drahtes liegt bei etwa 20 µm. Somit liegt der Chromanteil bei rund 3,6 %. Für die Titanbeschichtung konnte die geringste Anhaftung beobachtet werden. Es wurden nur etwa 7 µm im Durchschnitt abgeschieden, sodass etwa 1,4 % Titan im Schweißdraht vorhanden sind. Die Schichtdicke des niobbeschichteten Schweißdrahtes weist ebenfalls große Schwankungen auf. Es werden Schichtdicken zwischen 9,6 und 26,7 µm gemessen. Daraus ergibt sich ein mittlerer Niobanteil von 5,8 % im Schweißdraht.

Wie auch die vorherigen Versuche werden die Schweißversuche mit den beschichteten Drähten bei konstanten Schweißparametern unter Argonschutzgasatmosphäre durchgeführt und hinsichtlich ihrer Gefüge- und mechanisch-technologischen Eigenschaften untersucht.

#### Metallographische Analyse

Mit Hilfe der metallographischen Analyse der Schweißgefüge lassen sich bereits einige Aussagen über die Festigkeitseigenschaften und Schweißnahtqualität treffen. Daher soll auch für die Schweißversuche, die mit dem beschichteten hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoff erzeugt wurden, das Schweißgutgefüge untersucht werden. Die Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen sind in Abbildung 9-11 dargestellt.

In den Übersichtsaufnahmen lässt sich für alle Schweißungen eine gute Nahtausbildung mit ausgeprägter Nahtwurzel und Decklage ausmachen. Lediglich die Schweißnaht, die mit dem aluminiumbeschichteten Schweißzusatzdraht erzeugt wurde, weist eine kleine Nahtunterwölbung auf der Oberseite auf, Abbildung 9-11 a). Es zeigt sich außerdem, dass weiterhin sehr inhomogene Verteilungen der Gefügebestandteile bestehen, was auf Unterschiede der Elementkonzentration im Schweißgut hindeutet. Bei Verwendung des titanbeschichteten Zusatzwerkstoffes ergibt sich im Vergleich zu den anderen Schweißverbindungen eine breite Schweißnaht vor allem im unteren Bereich, Abbildung 9-11 c). In Abbildung 9-11 d) ist zu erkennen, dass das angeätzte Schweißgut im oberen Bereich heller erscheint als im unteren Bereich. Da der Zusatzwerkstoff von oben zugeführt wird, lässt dies die These zu, dass sich besonders dort eine hohe Niobkonzentration befindet und es zu keiner Durchmischung im unteren Bereich kommt.

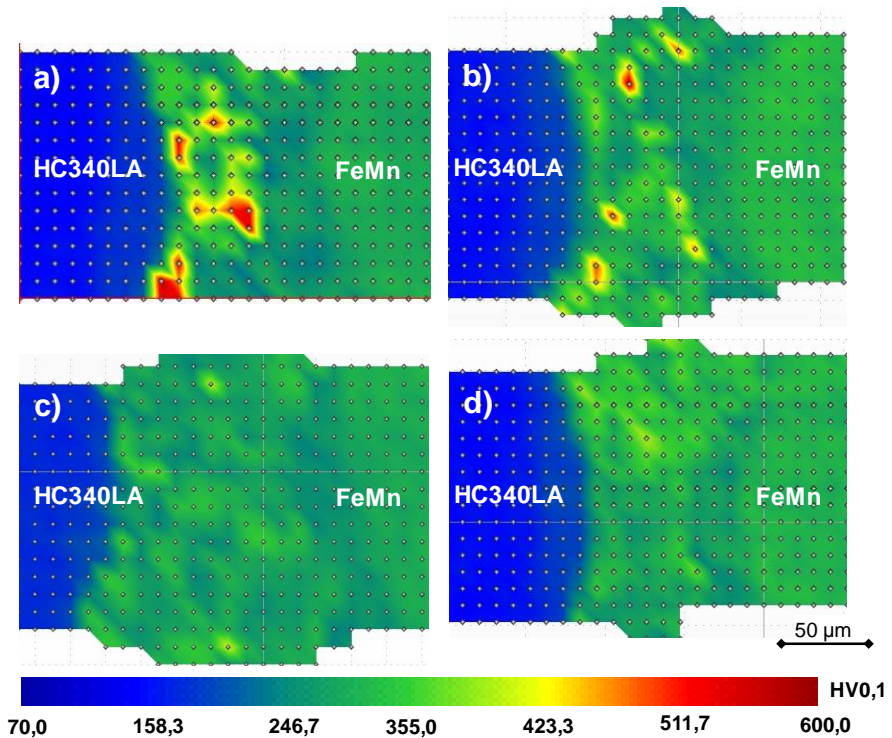


**Abbildung 9-11: Einfluss verschiedener Beschichtungselemente auf die Gefügeausbildung a) Aluminium, b) Chrom, c) Titan, d) Niob**

Die Detailaufnahmen der Schweißverbindungen, die mit dem aluminium- und chrombeschichteten Schweißdrähten erzeugt wurden, lassen neben dendritisch erstarrtem Austenit auch Bereich martensitischer Strukturen erkennen, Abbildung 9-11 a) und b). In den Detailaufnahmen der Abbildung 9-11 c) und d) ist für beide Schweißungen ein rein austenitisches Gefüge detektierbar. Vor allem unter Verwendung des niobbeschichteten Schweißzusatzes ergibt sich sowohl im oberen als auch im unteren Bereich des Schweißgutes eine feine dendritische Struktur. Für keine der mit den beschichteten Zusatzdrähten erzeugten Schweißnähte können im Schweißgut mittels metallographischer Analyse Mikrolunker oder Heißrisse festgestellt werden.

### Härteverteilung im Schweißgut

Die Härte der Schweißnahte ist hauptsächlich abhängig von den im Schweißgut vorliegenden Phasen, die sich während des Fügeprozesses ausbilden. Die Härteverteilungen der Schweißnahte in Abhängigkeit vom eingesetzten Beschichtungssystem des Schweißzusatzwerkstoffes sind in Abbildung 9-12 dargestellt und sollen die Phasenverteilung innerhalb des Schweißgutes verdeutlichen.



**Abbildung 9-12: Einfluss der Beschichtungselemente auf die Härteverteilung im Schweißgut a) Aluminium, b) Chrom, c) Titan, d) Niob**

Die Härtefelder der Schweißverbindungen unter Verwendung der Aluminium- bzw. Chrombeschichtung (Abbildung 9-12 a) und b)) weisen neben einer Grundhärte im Schweißgut, die in etwa dem Härteniveau des hochmanganhaltigen Grundwerkstoffes entspricht und Werte zwischen 280 und 330 HV0,1 besitzt, auch Bereiche erhöhter Härte von bis zu 600 HV0,1 auf, was auf das Vorhandensein von martensitischen Gefügeanteilen in diesen Bereichen zurückzuführen ist. Im Vergleich dazu ergeben sich mit dem Einsatz des titan- und niobbeschichteten (Abbildung 9-12 c) und d)) Schweißzusätzen weitestgehend homogene

Härteverläufe, die ähnliche Härtewerte um 300 HV<sub>0,1</sub> aufweisen, wie der Grundwerkstoff des FeMn-Stahls. Für alle Schweißverbindungen kann außerdem ein leichter Abfall der Härte in der Wärmeeinflusszone zum hochmanganhaltigen Stahl gegenüber der Schweißnaht Härte festgestellt werden. Die Härtewerte liegen in diesem Bereich bei etwa 250 HV<sub>0,1</sub>.

#### Elementverteilung im Schweißgut

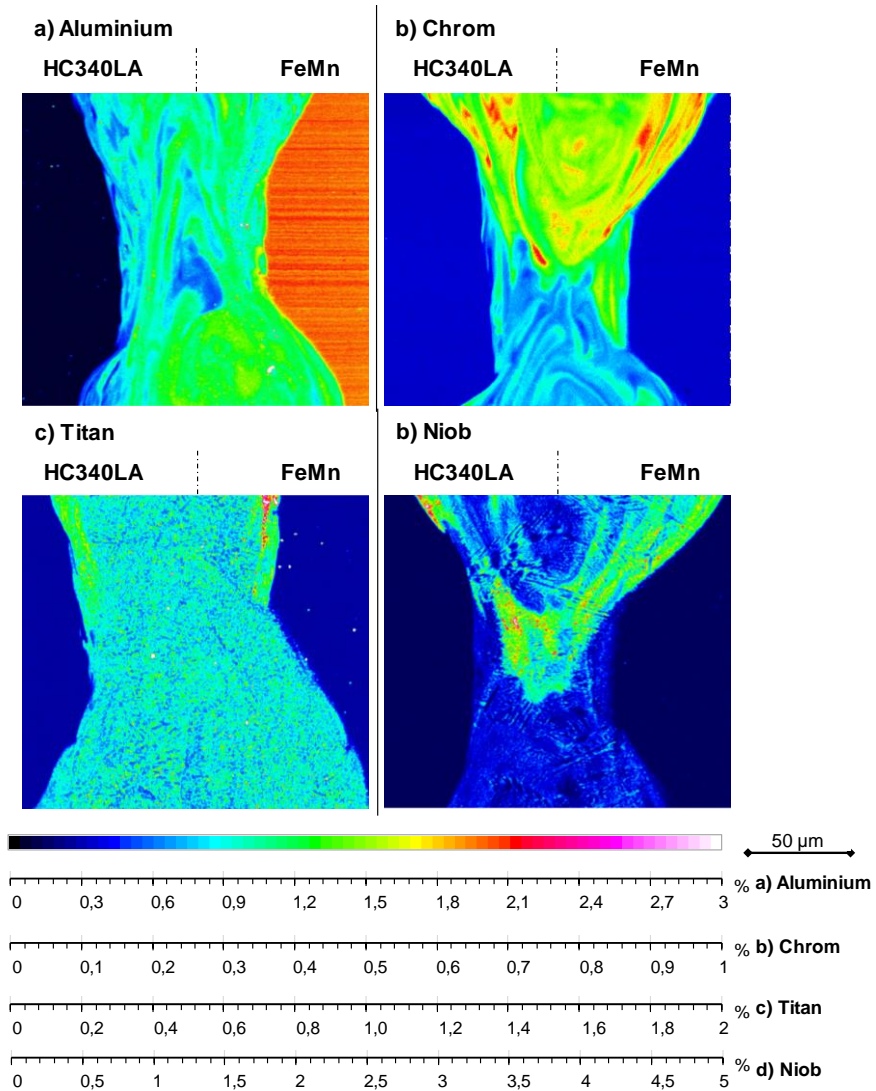
Die Phasenverteilung und Gefügeausbildung im Schweißgut wird maßgeblich durch die lokale chemische Zusammensetzung beeinflusst. Aus diesem Grund wird auch für den Einsatz der beschichteten Schweißdrähte die Elementverteilung im Schweißgut untersucht. Dazu wurden für alle Drähte die Konzentration des jeweilig verwendeten Beschichtungselement ermittelt, Abbildung 9-13. Da unterschiedliche Elemente untersucht wurden, ergeben sich auch unterschiedliche Farbskalierungen für die jeweiligen Schweißgüter.

Es zeigt sich für alle Elemente eine inhomogene Verteilung entlang der Schweißnaht. Auch die Mengenanteile der eingebrachten Elemente variieren deutlich. So können für die chrombeschichteten Drähte beispielsweise nur bis knapp 0,8 % Chrom im Schweißgut festgestellt werden, wohingegen bei der Schweißnaht, die mit dem niobbeschichteten Zusatz geschweißt wurde, Niobgehalte von mehr als 3,5 % ermittelt werden.

In Abbildung 9-13 a) ist die Aluminiumverteilung der Schweißnaht, die mit dem aluminiumbeschichteten Schweißdraht gefügt wurde, dargestellt. Da auch im Grundwerkstoff des hochmanganhaltigen Fügepartners bis zu 2,5 % Aluminium vorhanden sind, können über den gesamten Nahtquerschnitt Aluminiumanteile detektiert werden. Die Konzentration nimmt zur Seite des mikrolegierten Stahls deutlich ab. Im unteren Bereich zur FeMn-Seite ergeben sich Anteile von bis zu 1,6 % in der Schweißnaht und nehmen bis zu einem Anteil von 0,4 % ab. Im Zusammenhang mit den metallographischen Analysen und dem Härtefeld lassen sich für die Bereiche mit weniger Aluminium martensitische Strukturen und erhöhte Härtewerte feststellen. Um ein stabiles austenitisches Gefüge zu erzeugen bedarf es demnach einen Mindestanteil an Aluminium im Schweißgut.

Bei der Chromverteilung der Schweißverbindung, die mit dem chrombeschichteten Draht verschweißt wurde, zeigen sich deutliche Unterschiede der Elementverteilung im oberen und unteren Nahtbereich, Abbildung 9-13 b). Im oberen Bereich ergibt sich eine deutlich höhere Konzentration an Chrom als im unteren Bereich. Bei der Verwendung des mit Chrom beschichteten Zusatzwerkstoffes lassen sich nur etwa 0,3 % des Elementes im unteren Nahtbereich feststellen, wohingegen oben 0,4 bis 0,7 % detektierbar sind. Allerdings liegt auch in diesem Bereich eine sehr inhomogene Verteilung vor. Diese Inhomogenität lässt sich darauf zurückführen, dass der Zusatzwerkstoff nur von oben zugeführt wird, und nicht bis in den unteren Nahtbereich vordringt.





**Abbildung 9-13: Elementverteilung der Schweißverbindungen unter Verwendung verschiedener Beschichtungssysteme a) Aluminium, b) Chrom, c) Titan, d) Niob**

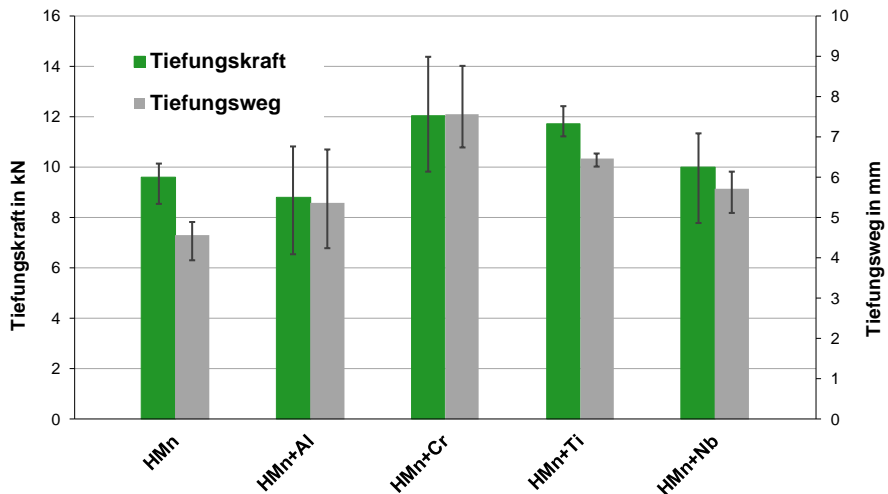
Der Titananteil der Schweißnaht, die unter Verwendung des titanbeschichteten Drahtes erzeugt wurde, kann der Abbildung 9-13 c) entnommen werden. In dieser Schweißnaht liegt eine sehr homogene Verteilung des Elementes Titan vor. Es ergeben sich Titangehalte um 0,6 % in der

Schweißnaht Mitte und im unteren Bereich. Lediglich in den oberen Randbereichen zu den Grundwerkstoffen können kleine Zonen mit höheren Gehalten von bis zu 1,5 % festgestellt werden.

Ähnlich wie bei der Chromverteilung ergeben sich auch für die Naht, die mit dem niobbeschichteten Zusatz geschweißt wurde (Abbildung 9-13 d)) sehr unterschiedliche Elementgehalte in der oberen und unteren Nahthälfte. Auch hier ergeben sich im unteren Bereich Niobgehalte von nur ca. 0,5 %. In der oberen Hälfte des Schweißgutes lassen sich dagegen bis zu 3,2 % Niob-Anteil in der Schweißnaht ermitteln. Auch bei dieser Verbindung liegt eine sehr ungleichmäßige Durchmischung des Legierungselements vor, sodass davon auszugehen ist, dass der Zusatzwerkstoff nicht bis in die Nahtwurzel der Verbindung gelangt, da nur durch den Zusatzwerkstoff Niob mit in die Naht eingebracht wird. Dennoch können auch in den unteren Bereichen vorwiegend austenitische Strukturen ausgemacht werden, sodass davon ausgegangen werden kann, dass schon geringe Mengen an Niob einen Einfluss auf die Erstarrung und Gefügeausbildung des Schweißgutes besitzen.

#### Ericksen-Tiefungs-Versuch

Auch für den beschichteten Schweißzusatzwerkstoff werden zur ersten Abschätzung der mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindungen Ericksen-Tiefungsversuche durchgeführt und miteinander verglichen. Die Ergebnisse dieser Versuche können der Abbildung 9-14 entnommen werden.



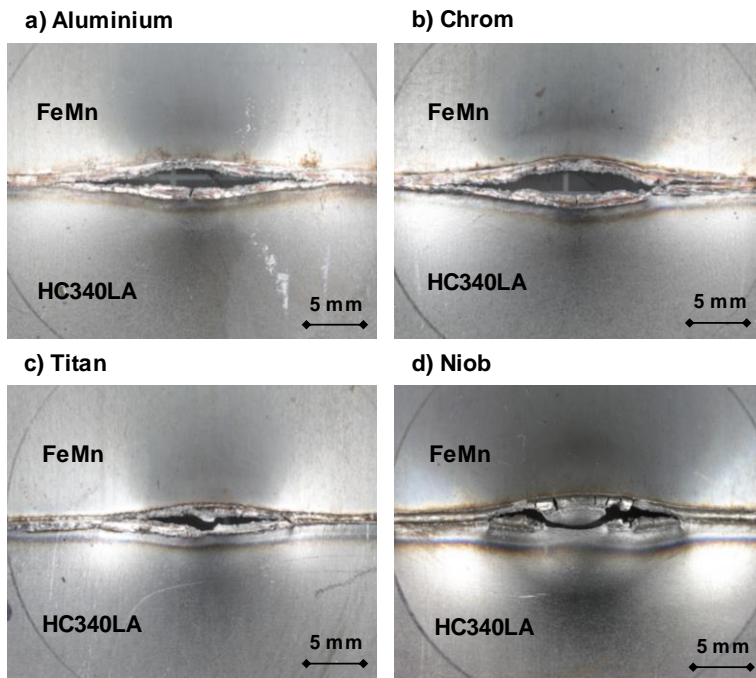
**Abbildung 9-14: Einfluss verschiedener Beschichtungselemente auf das Tiefungsvermögen der Schweißverbindungen im Ericksen-Tiefungs-Versuch**

Für den aluminiumbeschichteten Schweißdraht lässt sich für die Tiefungskraft im Vergleich zum unbeschichteten Draht keine Verbesserung im Durchschnitt erkennen. Lediglich der erreichte



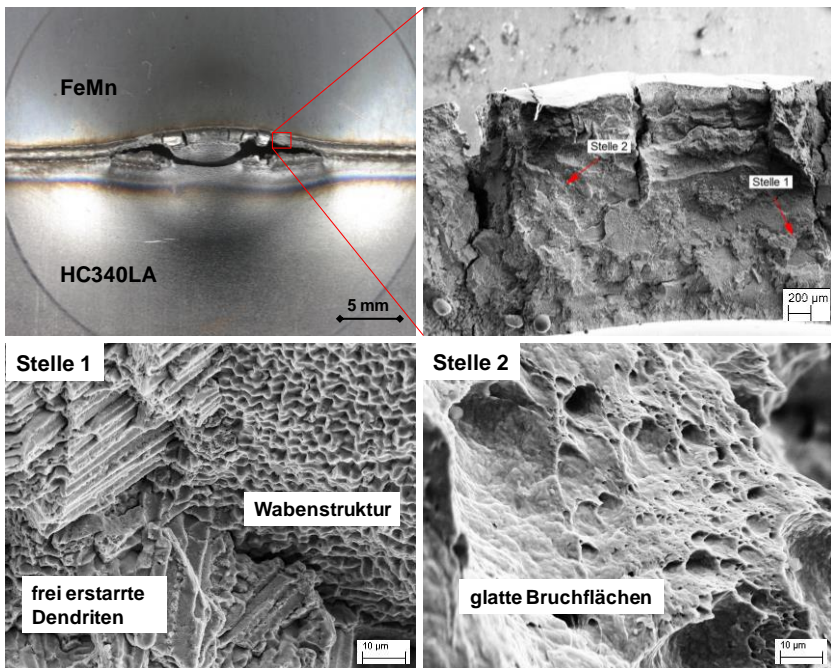
Tiefungsweg steigt etwas an, sodass Werte von 5,4 mm erreicht werden. Die Proben unterliegen aber einer sehr großen Streubreite. Die höchsten Tiefungskräfte von bis zu 12 kN und Tiefungsweg von 7,5 mm lassen sich mit dem chrombeschichteten Draht erreichen, was einer Zunahme der Tiefungskraft von rund 30 % und einer Zunahme des Weges von sogar 43 % entspricht. Auch diese Ergebnisse unterliegen großen Streuungen. Unter Verwendung des titanbeschichteten Zusatzwerkstoffes können ebenfalls Tiefungskräfte um 12 kN realisiert werden. Lediglich der Tiefungsweg erreicht einen mittleren Wert von 6,5 mm. Allerdings sind diese Ergebnisse weniger streuungsbehaftet als die restlichen Ergebnisse. Trotz des vollständig austenitisch erstarrten Schweißgutes lässt sich mit dem niobbeschichteten Schweißdraht nur eine geringe Verbesserung der Tiefungskraft gegenüber des unbeschichteten Drahtes feststellen. Die Tiefungskraft liegt hierbei im Mittel bei 10 kN. Der Tiefungsweg hingegen liegt mit 5,7 mm etwa 26 % über dem erreichten Weg des unbeschichteten Drahtes.

In Abbildung 9-15 sind die zugehörigen Bruchbilder der Erichsen-Tiefungs-Versuche für die verschiedenen Beschichtungssysteme dargestellt.



**Abbildung 9-15: Einfluss verschiedener Beschichtungselemente auf das Bruchverhalten im Erichsen-Tiefungs-Versuch unter mehrachsiger Beanspruchung a) Aluminium, b) Chrom, c) Titan, d) Niob**

Für alle verwendeten Beschichtungssysteme ergibt sich wie auch in den vorherigen Versuchen ein Schweißnahtversagen längs entlang der Fügeverbindung. Lediglich bei der Verwendung des niobbeschichteten Schweißzusatzes lässt ein anfängliches Versagen in der Wärmeeinflusszone des mikrolegierten Grundwerkstoffes ausmachen, bevor der Riss entlang der Schweißnaht weiterläuft. Auf der Nahtoberseite des nicht versagten Fügebereiches können aber auch deutliche Querrisse im Schweißgut festgestellt werden. Trotz des verbesserten Bruchbildes und der homogenen Gefügestruktur kann keine deutliche Verbesserung der Tiefungskraft erreicht werden. Um dieses genauer zu untersuchen, werden die Bruchkanten mittels REM aufgenommen. Die Ergebnisse sind in Abbildung 9-16 dargestellt.



**Abbildung 9-16: REM-Bruchflächen-Analyse einer Erichsenprobe unter Einsatz des niobbeschichteten Schweißdrahtes**

Die Bruchflächen der Schweißnaht, die mit dem niobbeschichteten Draht erzeugt wurde, zeigt ein zerklüftetes Schadensbild mit deutlichen Querrissen in der oberen Nahthälfte. In der Detailaufnahme der Stelle 1 lassen sich zum einen wabenartige Strukturen erkennen, die auf ein duktils Versagen an dieser Stelle hindeuten. Zum anderen können aber auch wieder frei erstarrte Dendriten detektiert werden, die das Vorhandensein von Mikrolunkern im Schweißgut bedeuten. An der Stelle 2 der Bruchfläche können vorwiegend glatte Strukturen festgestellt

werden, bei denen der Werkstoff nur angeschmolzen wurde, sich aber keine feste Werkstoffverbindung ergab, was zu einem vorzeitigen Versagen der Schweißverbindung führt.

### Zwischenfazit

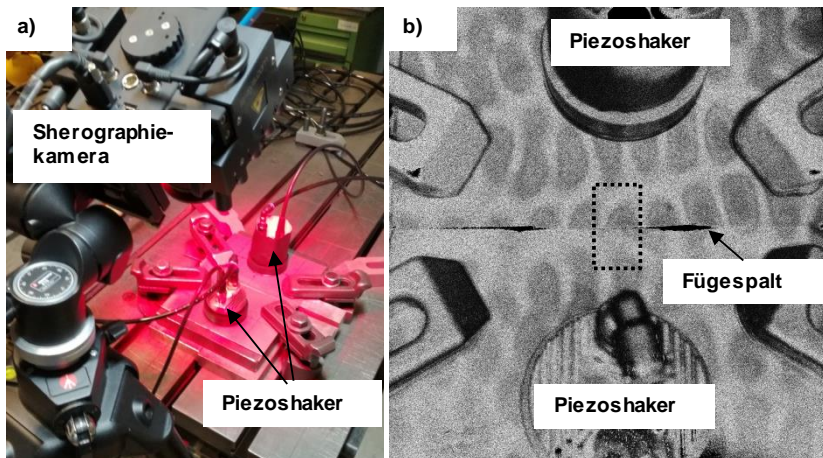
Mit Hilfe des PVD-Verfahrens lassen sich verschiedene Elemente auf den Versuchszusatzdraht aufbringen, um die Legierungszusammensetzung zu beeinflussen und keinen neuen aufwendigen Abguss zu erzeugen. Bereits in den metallographischen Ergebnissen ist der Einfluss der Legierungselemente deutlich sichtbar. Für keines der Schweißgüter lassen sich Fehlstellen in den Mikrogefügeaufnahmen feststellen. Für alle Beschichtungssysteme kann außerdem eine Kornfeinung im Schweißgutgefüge beobachtet werden. Es ergeben sich weitestgehend Schweißgutgefüge aus dendritisch erstarrtem Austenit. Lediglich für den aluminium- und chrombeschichteten Draht lassen sich auch Martensitinseln im Schweißgut detektieren. Unter Verwendung von Titan und Niob lassen sich homogene Härteverteilungen erreichen. In den WDX-Untersuchungen kann aber eine sehr inhomogene Verteilung des Elementes Niob beobachtet werden. Die größten Elementkonzentrationen finden sich hierbei im oberen Schweißnahtbereich, von wo aus der Schweißzusatzwerkstoff dem Schmelzbad zugeführt wird. Trotz der inhomogenen Verteilung lässt sich aber auch schon ab sehr geringen Niobanteilen von unter 0,5% eine Kornfeinung des Gefüges erreichen.

Die größten Tiefungswerte und Tiefungskräfte im Erichsen-Tiefungs-Versuch lassen sich für den chrombeschichteten Zusatz erreichen. Diese Ergebnisse unterliegen aber aufgrund der Martensitanteile im Schweißgut größeren Streuungen. Auch für die mit dem titanbeschichteten Zusatz erzeugten Schweißgüter ergeben sich im Erichsen-Tiefungs-Versuch im Vergleich zum Einsatz des unbeschichteten Schweißdrahtes bessere Ergebnisse mit nur sehr kleinen Streubreiten, was durch das homogene Schweißnahtgefüge und die verbreiterte Naht erklärt werden kann. Auch für die Niobbeschichtung kann eine Verbesserung des Tiefungsvermögens festgestellt werden, allerdings lassen sich anhand der Bruchflächenanalyse frei erstarrte Dendriten detektieren, die auf Mikrolunker im Gefüge hindeuten und ein frühzeitiges Versagen der Verbindung bewirken.

### **9.3 Einfluss Ultraschallanregung**

Um die Feinkornbildung und Durchmischung des Schmelzbades noch weiter zu verbessern wird der Ansatz der Ultraschallanregung untersucht. In Untersuchungen zum Schweißen von Aluminiumlegierungen konnte gezeigt werden, dass durch den Einsatz von piezoelektrischen Aufnehmern zur Ultraschallanregung die Entstehung von Heißrissen vermindert werden konnte. Außerdem ließ sich ein feineres Gefüge im Schweißgut einstellen [Bal11]. Beim Schweißen von Kupferlegierungen konnte neben einem feineren Gefüge auch eine zufällige Orientierung der Körner und eine geringere Porosität im Gefüge festgestellt werden [Wu00]. Auch für das Laserstrahlschweißen von Aluminium-Stahl-Mischverbindungen konnte eine Verbesserung der Durchmischung durch die Anwendung einer Ultraschallanregung erreicht werden [Not17].

Mittels zweier Piezoshaker, die jeweils auf den zu fügenden Blechen aufgesetzt und durch Erzeugen eines Unterdrucks mittels Vakuumpumpe fixiert werden, sollen die Ultraschallwellen in die Fügezone eingebracht werden. Die verwendeten Piezoshaker können dabei Anregungsfrequenzen von bis zu 30 kHz realisieren. Zur Visualisierung der Ultraschallschwingungen im Blech werden diese über ein spezielles Sherographiesystem sichtbar gemacht. Mit Hilfe einer geeigneten Software lassen sich damit die Verformungsgradienten an der Bauteiloberfläche flächenhaft in verschiedenen Belastungszuständen erfassen und durch eine Überlagerung ein Interferogramm erzeugen. Der Versuchsaufbau sowie ein beispielhaftes Interferogramm können der Abbildung 9-17 entnommen werden.

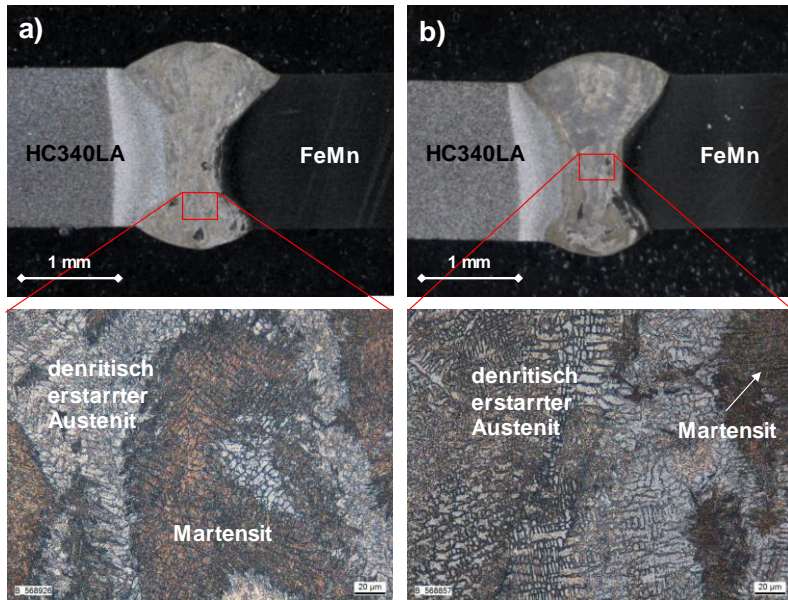


**Abbildung 9-17: Ultraschallanregung der Fügezone a) Versuchsaufbau und Sherographiesystem b) Interferogramm bei Anregung**

Für die durchgeführten Versuche wurden verschiedene Anregungsfrequenzen von 18,0 kHz, 21,6 kHz und 26,3 kHz bei einer konstanten Amplitude von 2 mm und einer Scherverschiebung vom 1 mm untersucht. Dabei wurden sowohl Versuche mit dem unbeschichteten als auch mit dem niobbeschichteten Schweißdraht durchgeführt.

#### Metallographische Analyse

In Abbildung 9-18 sind die metallographischen Ergebnisse der Schweißverbindungen dargestellt, die unter dem Einsatz einer Ultraschallanregung von 18,0 kHz gefügt wurden. Sowohl mit dem unbeschichteten HMn-Zusatz (Abbildung 9-18 a)) als auch mit dem niobbeschichteten HMn-Zusatz (Abbildung 9-18 b)) lassen sich in den Übersichtsaufnahmen eine gute Nahtausbildung mit einer ausgeprägten Nahtwurzel und Nahtoberseite erkennen. Auch die Durchmischung der Fügepartner und des Zusatzwerkstoffes erscheinen in der Übersichtsaufnahme für beide Schweißverbindungen homogen.



**Abbildung 9-18: Einfluss der Ultraschallanregung auf die Gefügeausbildung im Schweißgut a) HMn-Zusatz, b) HMn-Zusatz + Niob**

Allerdings weisen die Mikrogefügeaufnahmen darauf hin, dass das Schweißgut Inhomogenitäten bezüglich der Gefügestrukturen aufweist. Neben dendritisch erstarrtem Austenit können auch Anteile an Martensit im Schweißgut festgestellt werden. Vor allem die Schweißverbindung, die mit dem unbeschichteten Zusatz erzeugt wurde besitzt große Anteile martensitischer Phasen in Gefüge.

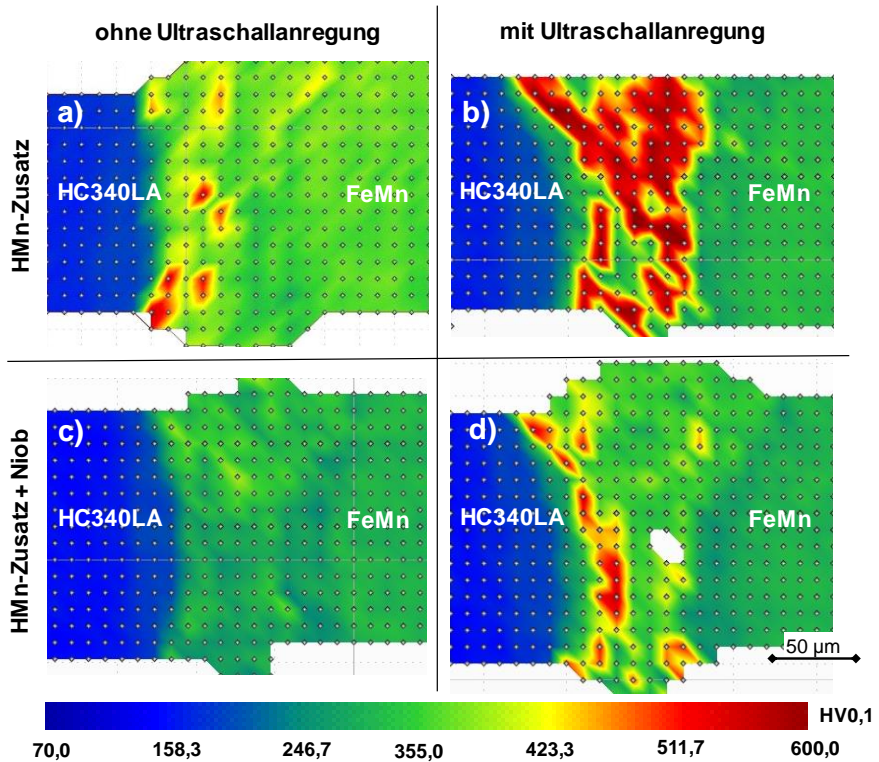
Für beide Schweißverbindungen können keine Mikrolunker in den Gefügeaufnahmen detektiert werden. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass sich bei der Verwendung des unbeschichteten Drahtes unter Ultraschallanregung große martensitische Bereiche im Schweißgut ausbilden, die ein größeres Volumen aufweisen als die dendritischen Austenitbereiche und dadurch die sich zwischen den Dendriten ausbildenden Mikrofehlstellen zudrücken. Bei der Verwendung des beschichteten Drahtes hingegen ist das Fehlen der Mikrolunker auf die Ausbildung eines sehr feinen Gefüges zurückzuführen.

#### Härteverteilung im Schweißgut

Um den Einfluss der Ultraschallanregung auf die Verteilung der Härte im Schweißgut zu verdeutlichen sind die Ergebnisse der Härtemessungen in Abbildung 9-19 den Ergebnissen ohne Ultraschallanregung gegenübergestellt. Auch hierbei werden wieder sowohl der



unbeschichtete hochmanganhaltige Zusatzwerkstoff als auch der mit Niob beschichtete Draht betrachtet.



**Abbildung 9-19: Vergleich der Härteverteilung im Schweißgut mit und ohne Ultraschallanregung a) HMn ohne US, b) HMn mit US, c) HMn+Nb ohne US, d) HMn+Nb mit US**

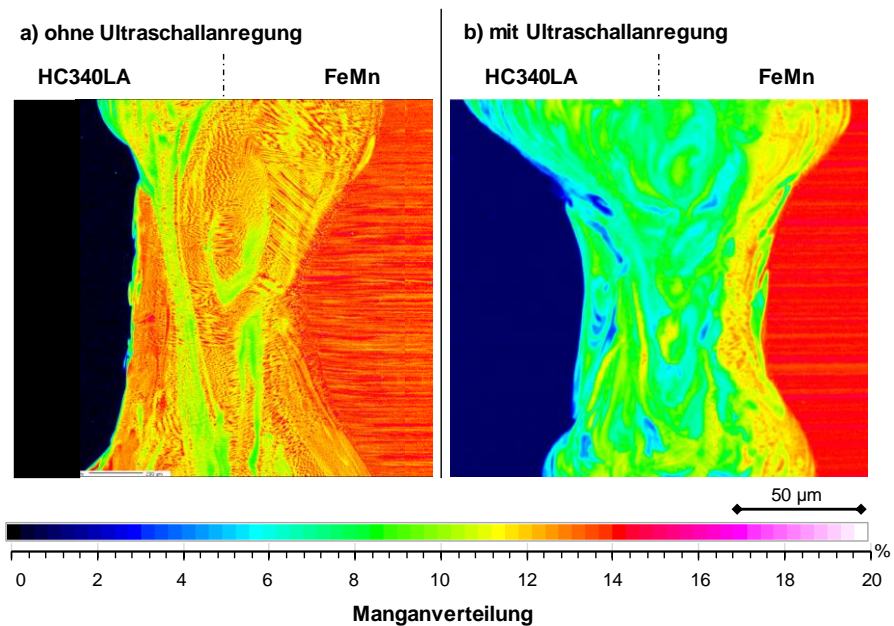
Unter Verwendung der Ultraschallanregung ergeben sich für beide Schweißverbindungen erhöhte Härtewerte im Schweißnahtbereich. Dabei können Härtespitzen von bis zu 580 HV<sub>0,1</sub> gemessen werden. Für die Schweißnaht, die mit dem unbeschichteten HMn-Zusatz und Ultraschallanregung gefertigt wurde (Abbildung 9-19 b)), ergeben sich über die gesamte Naht erhöhte Härtewerte. Nur vereinzelt können Bereiche geringerer Härte auf dem Niveau des hochmanganhaltigen Grundwerkstoffes von rund 300 HV<sub>0,1</sub> ermittelt werden. Vor allem am Randbereich zum FeMn-Grundwerkstoff liegen geringere Härtewerte vor. Bei der Verwendung des beschichteten Drahtes unter Ultraschallanregung hingegen können diese Härtespitzen lediglich zum Schweißnahttrand auf der Seite des mikrolegierten Fügepartners und im unteren Schweißnahtbereich festgestellt werden (Abbildung 9-19 d)). Im Vergleich zu den

Schweißverbindungen, die ohne die Ultraschallanregung verschweißt wurden (Abbildung 9-19 c), zeigt sich eine deutliche Zunahme der Härtewerte im Schweißgut bei Verwendung einer Ultraschallanregung.

#### Elementverteilung im Schweißgut

Um den Einfluss der Ultraschallanregung auf die Verteilung der einzelnen Elemente im Schweißgut zu verdeutlichen, werden mittels WDX-Messungen zum einen die Manganverteilung bei Verwendung des unbeschichteten Drahtes und die Niobverteilung bei der Variante mit dem beschichteten Schweißdraht ermittelt.

In Abbildung 9-20 ist der Einfluss der Ultraschallanregung auf die Manganverteilung der Schweißverbindung ohne Anregung gegenübergestellt.

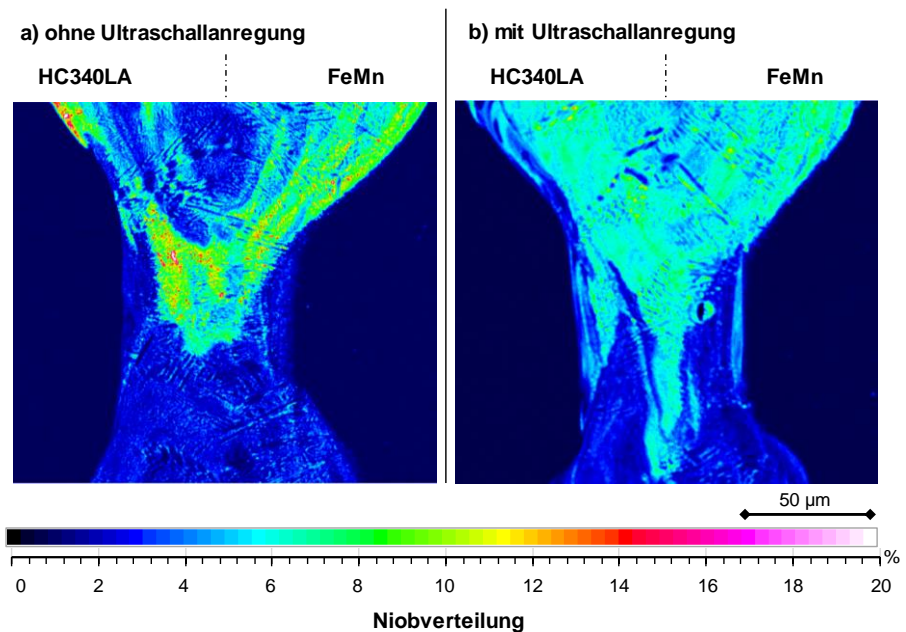


**Abbildung 9-20: Einfluss der Ultraschallanregung auf die Manganverteilung bei Verwendung des HMn-Zusatzes**

Bei der Schweißnaht, die mit dem HMn-Zusatz ohne Ultraschallanregung geschweißt wurde (Abbildung 9-20 a)), ergeben sich über den gesamten Nahtquerschnitt Mangananteile zwischen 9 und 14 %, was zu einem stabilen austenitischen Gefüge führt. Demgegenüber ergibt sich für die Probe, die unter Ultraschallanregung erzeugt wurde (Abbildung 9-20 b)) ein Mangananteil in der Schweißnaht von etwa 8 %. Diese geringen Mangananteile bewirken die Destabilisierung des austenitischen Gefüges und begünstigen die Entstehung von Martensit im Schweißgut,

was auch die metallographischen Ergebnisse und Härtefeldmessungen verdeutlichen. Lediglich am Schweißnahttrand zum FeMn-Grundwerkstoff ergeben sich für diese Schweißverbindung Mangangehalte zwischen 11 und 14 %, was auch die geringeren Härtewerte in diesem Bereich erklärt. Durch die Ultraschallanregung wird mehr Energie in die Fügezone eingebracht, wodurch vor allem die Abschmelzung des mikrolegierten Grundwerkstoffes zunimmt und es zu einer größeren Aufmischung der ferritischen Anteile im Schweißgut kommt. Der Mangananteil nimmt dadurch im Schweißgut ab.

Die Niobverteilungen der Schweißverbindungen, die mit dem beschichteten Schweißdraht geschweißt wurden sind, in Abbildung 9-21 dargestellt. Auch hier wird die Anregung mittels Ultraschalleinkopplung (Abbildung 9-21 b)) einer Schweißnaht ohne Anregung ((Abbildung 9-21 a)) gegenübergestellt.



**Abbildung 9-21: Einfluss der Ultraschallanregung auf die Niob-Verteilung bei Verwendung des HMn-Zusatzes+ Nb**

Es zeigt sich für die ohne Ultraschallanregung geschweißte Probe eine sehr inhomogene Verteilung des Elementes Niob im Schweißgutgefüge. Es bilden sich hauptsächlich in der Schweißnahtmitte und dem oberen Nahtbereich lokale Niobanhäufungen, die nicht bis in den unteren Bereich der Naht vordringen. Im Vergleich dazu zeigt die mit Ultraschallangeregte Probe eine großflächigere und gleichmäßigere Niobverteilung vor allem im oberen Bereich der Schweißnaht. Allerdings dringt auch hier der Zusatzwerkstoff nicht vollständig in den unteren

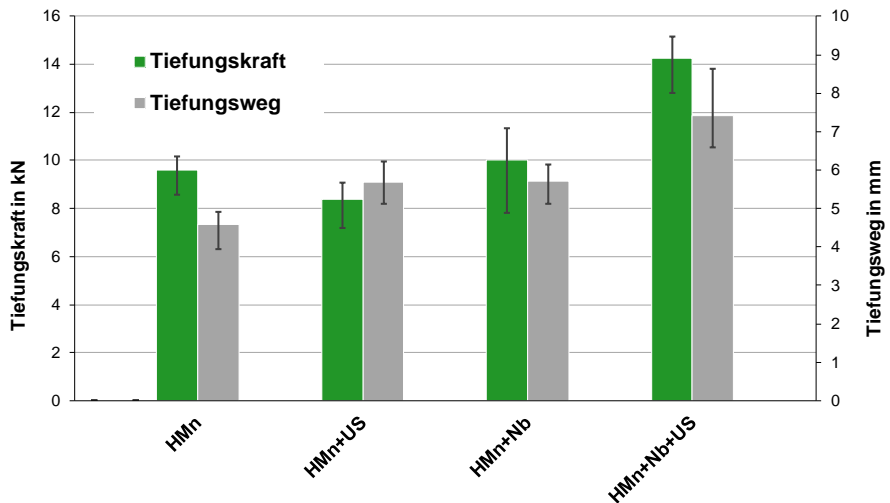


Nahtbereich vor, sondern es bildet sich lediglich im mittleren unteren Nahtbereich eine erhöhte Niobkonzentration aus. Auch zum Rand des mikrolegierten Grundwerkstoffes können nur sehr geringe Niobanteile von etwa 0,5 % detektiert werden. Da die Piezoshaker zur Einbringung der Ultraschallanregung lediglich auf die Blechoberseiten aufgebracht werden, werden auch dort die größten Schwingungen in das Blech induziert, welche die Oberflächenspannung der Schmelze herabsetzen. Durch die beim Laserstrahlschweißen einsetzenden Marangoni-Strömungen erfolgt eine bessere Durchmischung des Schweißgutes und homogenere Elementverteilung im oberen Nahtbereich.

Auch bei dieser Verbindung verschiebt sich das Aufmischungsverhältnis des ferritischen Grundwerkstoffes, sodass vor allem im unteren Nahtbereich und am Rand zum mikrolegierten Grundwerkstoff geringere Mangangehalte detektiert werden (siehe Anhang D), was wiederum eine Destabilisierung des austenitischen Gefüges zur Folge hat.

#### Erichsen-Tiefungs-Versuch.

Der Einfluss der Ultraschallanregung auf das Verformungsvermögen der Schweißverbindungen wird im Erichsen-Tiefungs-Versuch abgeprüft. Die Ergebnisse für den unbeschichteten und niobbeschichteten Zusatzwerkstoff sind in Abbildung 9-22 dargestellt und vergleichend den nichtangeregten Verbindungen gegenübergestellt.



**Abbildung 9-22: Einfluss der Ultraschallanregung auf das Tiefungsvermögen der Schweißverbindungen im Erichsen-Tiefungs-Versuch**

Bei der Verwendung des hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes fällt auf, dass die Tiefungskraft der angeregten Schweißnähte im Vergleich zu den ohne Ultraschall geschweißten Verbindungen abnimmt. Es werden im Mittel nur noch etwa 8,2 kN erreicht. Im Gegensatz dazu ist eine Zunahme des Tiefungsweges von etwa 17% zu beobachten. Anders

verhält es sich beim Einsatz des beschichteten Drahtes unter Ultraschalleinwirkung. Hierbei nehmen sowohl die Tiefungskraft als auch der Tiefungsweg im Vergleich zur nicht angeregten Schweißverbindung deutlich zu. Es werden Tiefungskräfte von rund 14 kN bei einem Tiefungsweg von 7,3 mm erreicht, was einer Zunahme der Tiefungskraft von 40% und des Tiefungsweges von 26 % gegenüber der Verbindung ohne Ultraschallanregung entspricht. Dennoch versagen alle Schweißverbindungen nach wie vor entlang der Schweißnaht, siehe Anhang C.

#### Zwischenfazit

Das vorwiegende Ziel der Ultraschallanregung der Fügezone war es das Schweißgut hinsichtlich der Durchmischung der Grundwerkstoffe und des Zusatzwerkstoffes weiter zu homogenisieren. Da bei der Untersuchung der beschichteten Schweißdrähte eine inhomogene Verteilung des niobbeschichteten Schweißzusatzes beobachtet werden konnte, sollte dieser mittels des Ultraschalls auch bis in die unteren Bereiche der Schweißnaht verteilt werden.

Die Ultraschallanregung führte allerdings dazu, dass sich sowohl für den unbeschichteten als auch den niobbeschichteten Schweißdraht vermehrt martensitische Anteile im Schweißgut ausbildeten. Vor allem im Randbereich zum mikrolegierten Grundwerkstoff konnte Martensit detektiert werden, was sich auch in der Verteilung der Härte entlang der Schweißnaht widerspiegelt. Die Bildung der martensitischen Phasen lässt sich auf die erhöhte Aufmischung des ferritischen Grundwerkstoffes und die damit verbundene Manganreduzierung im Schweißgut zurückführen, wie mit Hilfe der WDX-Untersuchungen für die Manganverteilung gezeigt wurde. Über die WDX-Analyse der Niobverteilung konnte außerdem für den beschichteten Schweißdraht eine homogenere Verteilung dieses Elementes im oberen Schweißnahtbereich beobachtet werden. Der Draht gelangte aber auch durch die Ultraschallanregung nicht bis in die unteren Bereiche der Schweißnaht.

Die Ergebnisse aus dem Erichsen-Tiefungsversuch für die Schweißung, die mit dem niobbeschichteten Schweißdraht unter Verwendung von Ultraschallanregung geschweißt wurden, stehen im Widerspruch zu den Ergebnissen aus den metallographischen Analysen, die eine deutliche Abnahme der Tiefungswege durch das Vorhandensein von martensitischen Gefügeanteilen erwarten lassen. Diese Phasen befinden sich allerdings hauptsächlich im unteren Schweißnahtbereich. Da die Tiefungsversuche alle stempelnahunterseitig geprüft werden, liegen die größten Zugbeanspruchungen demnach im oberen Bereich der Schweißverbindung, wo eine deutlich duktilere Gefügestruktur vorliegt. Durch die im unteren Bereich vorliegenden Martensitanteile werden die Mikrolunker in umliegenden Bereichen zusammengedrückt, sodass sich deutlich weniger Werkstofftrennungen im Schweißgefüge ausbilden, die ein früheres Versagen der Schweißnaht herbeiführen. Bei der Ultraschallanregung unter Verwendung des unbeschichteten HMn-Zusatzes konnte hingegen keine Verbesserung der Tiefungs-Ergebnisse beobachtet werden.

Die Ultraschallanregung mittels Piezo-Shakern erfordert eine sehr aufwendige Prozesstechnik und aufgrund der noch unzureichenden Erfahrungen auf diesem Gebiet ist es sehr schwer

immer gleichbleibende Bedingungen zu erfüllen, um ein reproduzierbares Ergebnis zu erhalten. Außerdem konnte keine eindeutige Verbesserung der Schweißnahtqualität festgestellt werden. Aus diesen Gründen wird in den weiteren Untersuchungen auf die Verwendung der Ultraschallanregung verzichtet.

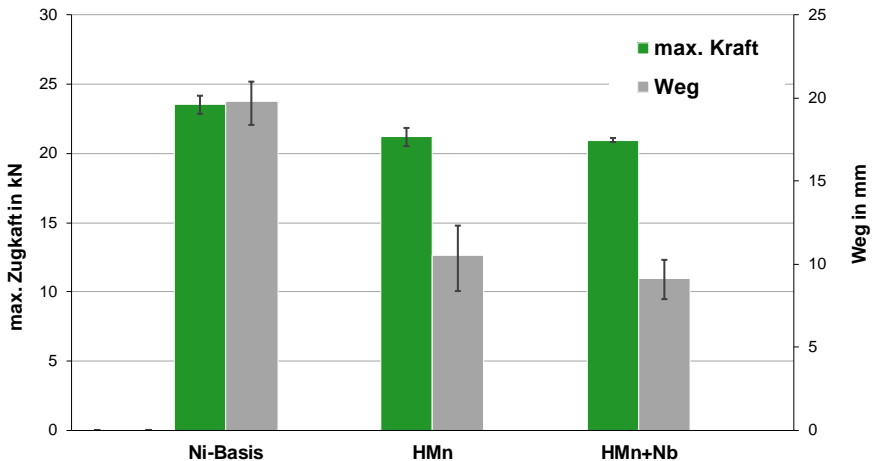
## 10 Mechanisch-Technologische Schweißnahteigenschaften

### 10.1 Quasistatische Längszugversuche

Für die in Kapitel 6.2.4 beschriebenen Zugversuche wird eine Nahtorientierung längs zur Beanspruchungsrichtung gewählt, um das Festigkeits- und Verformungsverhalten der laserstrahlgeschweißten Mischverbindung aus einem hochmanganhaltigen und mikrolegierten Stahl unter Zugbeanspruchung zu ermitteln. Dazu wird die Probe einachsigt über den Querschnitt gleichmäßig auf Zug beansprucht und die maximale Kraft und der Weg bis zum Bruch ermittelt.

Die Ergebnisse der Längszugversuche sind in für alle drei Schweißzusatzvarianten in

Abbildung 10-1 dargestellt.



**Abbildung 10-1: Kennwerte des quasistatischen Zugversuches bei längsgeschweißten Stahlmischverbindungen aus HC340LA und FeMn unter Verwendung verschiedener Schweißzusatzwerkstoffe**

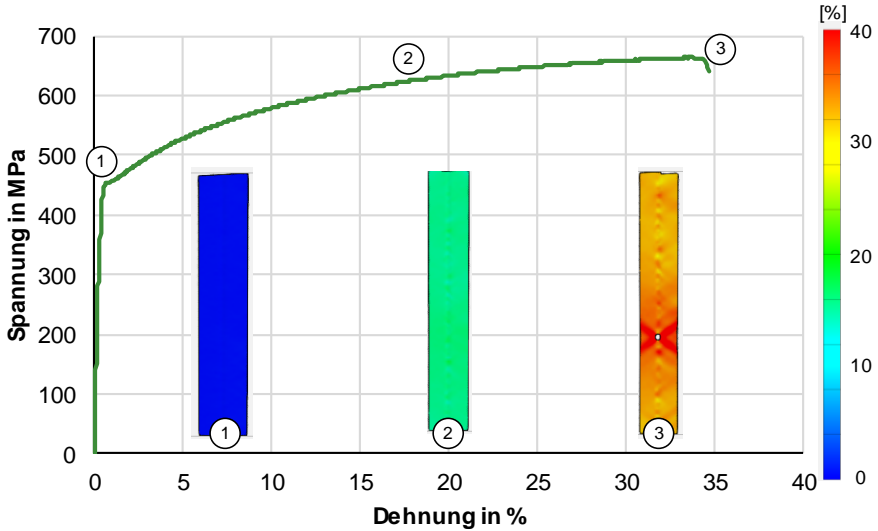
Die höchsten Kraft- und Wegwerte aus dem Zugversuch lassen sich mit dem Einsatz des nickelbasierten Zusatzwerkstoffes erreichen. Hierbei ergibt sich eine durchschnittliche maximale Zugkraft von 23,5 kN bei einem Weg von 19,8 mm. Für den HMn-Schweißzusatz ergibt sich für die maximale Kraft ein Wert von 21,2 kN und ein durchschnittlicher Weg von 10,5 mm, wobei sich hierbei eine Streubreite von knapp 5 mm ergibt. Ein ähnliches Ergebnis zeigt sich für den mit Niob beschichteten HMn-Schweißdraht. Hierbei wird ein durchschnittlicher Kraftwert von 21 kN und ein durchschnittlicher Weg von 9,1 mm erreicht. Vor allem die Ergebnisse des Weges und das damit verbundene Längenänderungsvermögen unterscheiden

sich in Abhängigkeit des eingesetzten Schweißzusatzwerkstoffes deutlich voneinander. Unter Verwendung des Ni-Basis-Zusatzes ergeben sich fast doppelt so große Wegwerte wie beim hochmanganhaltigen bzw. niobbeschichteten Zusatzwerkstoff. Aus den Ergebnissen der quasistatischen Zugversuche lässt sich auf ein deutlich duktileres Verhalten der Ni-Basis-Schweißnaht im Vergleich zu dem HMn-Zusatz und dem niobbeschichteten Versuchsdraht unter quasistatischer Zugbeanspruchung schließen.

Um das Verhalten der Schweißnaht unter quasistatischer Zugbeanspruchung genauer zu untersuchen, werden die lokalen Dehnungen während des Zugversuches entlang der Fügezone ermittelt. Mit Hilfe des stochastischen Musters auf der Probe und einer geeigneten Auswerte-Software lässt sich die Verschiebung in y-Richtung für mehrere Orte auf der Probe betrachten. Es können sowohl die Längenänderungen auf den beiden Grundwerkstoffen als auch direkt in der Schweißnaht ermittelt werden. Bei der Auswertung der Längenänderung in unterschiedlichen Bereichen der Probe längs zur Zugrichtung konnte festgestellt werden, dass sich unter Verwendung des Ni-Basis-Zusatzwerkstoffes für den gesamten Zugversuch eine gleichmäßige Dehnung ergibt. Für die beiden anderen Zusätze sind die zurückgelegten Wege in allen Werkstoffbereichen für die elastische und plastische Verformung ebenfalls gleich. Lediglich nach Eintreten des Schweißnahtversagens und anschließend im mikrolegierten Grundwerkstoff verzieht sich die Probe zu einer Seite, siehe Anhang E.

Die unterschiedlichen Dehnungszustände entlang der Probe können mit Hilfe einer Farbskalierung sichtbar gemacht werden und den Dehnungen im Spannungs-Dehnungs-Verlauf der Zugproben zugeordnet werden. Für die Berechnung der Spannungen wird dabei von einem durchschnittlichen Probenquerschnitt von  $35 \text{ mm}^2$  für alle Schweißverbindungen ausgegangen. Die Dehnungen ergeben sich aus den Längenänderungsberechnungen der Auswerte-Software. In

Abbildung 10-2 ist exemplarisch das Spannungs-Dehnungs-Diagramm einer mit dem nickelbasierten Schweißzusatzwerkstoff hergestellten Schweißverbindung dargestellt. Dem Diagramm können außerdem die örtlichen Dehnungen bei verschiedenen Zugkräften entlang der Messlänge der Zugprobe entnommen werden. Dabei werden die lokalen Dehnungen am Übergang vom elastischen in den plastischen Bereich (1), während der Verformung im plastischen Bereich (2) sowie beim Anriss der Zugprobe (3) betrachtet.

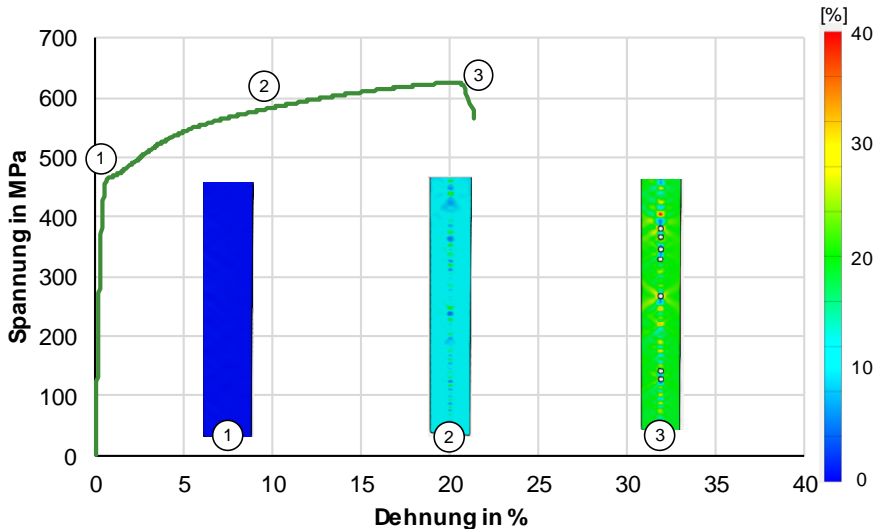


**Abbildung 10-2: Spannungs-Dehnungs-Diagramm sowie lokale Dehnungen einer mit dem Ni-Basis-Zusatz geschweißten Zugprobe**

Die Ergebnisse aus dem Zugversuch der mit dem Ni-Basis-Zusatz geschweißten Längsverbindung ergeben eine Zugfestigkeit von 648 MPa bei einer Bruchdehnung von 34 %. Die Streckgrenze beträgt 431 MPa. Im Bereich vom Übergang aus dem elastischen in den plastischen Bereich kann anhand der Aufnahme der örtlichen Dehnungen eine gleichmäßige Verformung von etwa 0,8 % in der gesamten Probe entnommen werden (1). Ebenso verhält es sich bei der reinen plastischen Verformung (2). Bei einer Dehnung von 20 % der Schweißprobe können keine Dehnungsmaxima oder -minima festgestellt werden. Erst kurz vor dem Eintreten des Probenversagens am Ende der Gleichmaßdehnung ergeben sich entlang der Fügezone lokale Dehnungsänderungen (3), was auf Spannungskonzentrationen und gleichzeitiges Fließen mit Querschnittsänderungen in der Schweißnaht zurückgeführt werden kann. Auch der Versagensort der Zugprobe kann aus dieser Darstellung entnommen werden. Der Anriss erfolgt bei dieser Schweißverbindung direkt in der Wärmeeinflusszone des mikrolegierten Werkstoffes. Durch den veränderten Querschnitt ergeben sich an den angrenzenden Bereichen erhöhte Dehnungswerte.

Im Vergleich zu der mit dem Ni-Basis geschweißten Zugprobe ist in

Abbildung 10-3 eine Zugprobe dargestellt, die unter Verwendung des HMn-Zusatzes erzeugt wurde. Dabei lassen sich vor allem in den Ergebnissen der Dehnungsmessung deutliche Unterschiede feststellen.



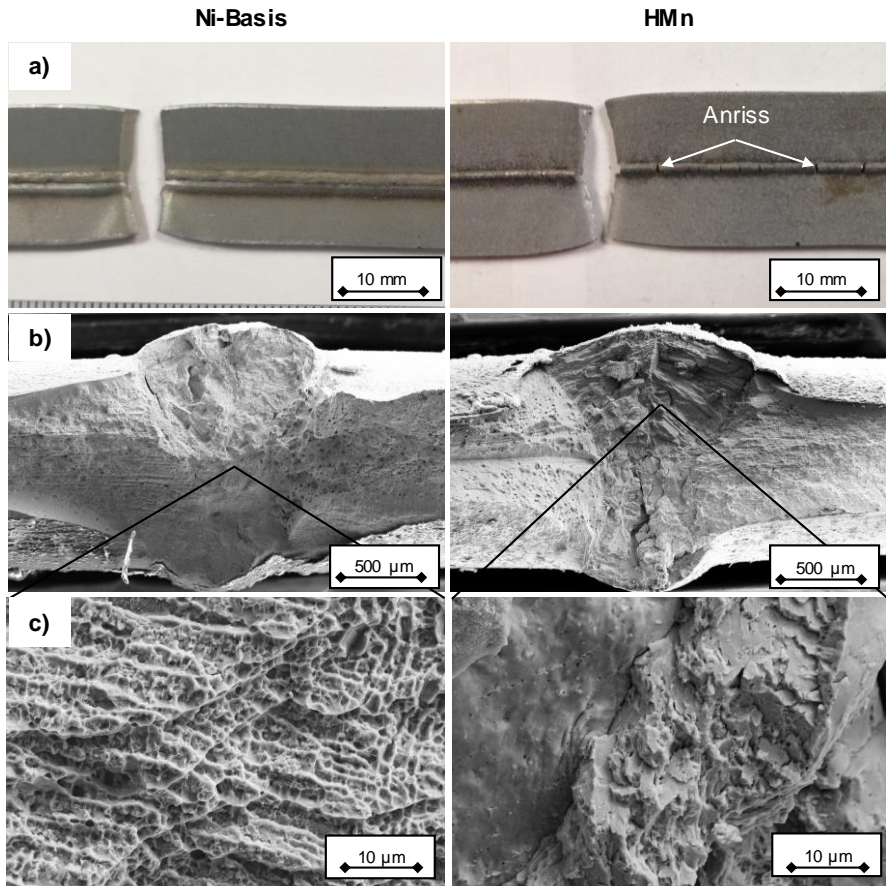
**Abbildung 10-3: Spannungs-Dehnungs-Diagramm sowie lokale Dehnungen einer mit dem HMn-Zusatz geschweißten Zugprobe**

Bei der Schweißverbindung mit dem HMn-Zusatzwerkstoff ergibt sich aus dem Zugversuch eine Zugfestigkeit von 625 MPa bei einer Dehnung von 20 %. Das Dehnungsvermögen dieser Verbindung ist demnach im Vergleich zur Ni-Basis-Probe deutlich geringer. Dennoch verhalten sich die Proben anfänglich noch sehr ähnlich. Wie auch die mit dem Ni-Basis-Zusatz geschweißte Probe dehnt sich die Probe mit dem HMn-Zusatz im Übergang von elastischen in den plastischen Bereich in allen Bereichen der Probe homogen (1). Im plastischen Bereich hingegen können bereits bei einer Dehnung von etwa 9 % Veränderungen der Dehnungswerte entlang der Schweißnaht festgestellt werden (2). Es ergeben sich lokale Minima bzw. Maxima. Die beiden Grundwerkstoffe weisen weiterhin eine gleichmäßige Dehnung auf. Bei dieser Verbindung tritt das Versagen nicht nur an einer Stelle der Probe auf, sondern die Probe versagt zeitgleich an mehreren Stellen innerhalb der Schweißnaht (3), sodass es hier örtlich zu Dehnungskonzentrationen im umliegenden Material kommt.

Ein ähnliches Dehnungsverhalten wie die mit dem HMn-Zusatz geschweißte Zugprobe weist auch die mit dem niobbeschichteten Zusatzdraht hergestellte Zugprobe auf. Hier versagt die Verbindung ebenfalls an mehreren Stellen der Schweißnaht gleichzeitig, wobei im Vergleich zum Ni-Basis-Zusatz nur geringe Dehnungswerte von 17 % erreicht werden. Die Ergebnisse können dem Anhang F entnommen werden.

Um das Bruchverhalten der Längszugproben im Zugversuch nachzuvollziehen, werden die Bruchkanten mittels REM-Analyse untersucht. Dabei sollen vor allem mögliche Versagensursachen detektiert werden, die das unterschiedliche Verhalten der Schweißzusatzwerkstoffe

Ni-Basis und HMn erklären. In Abbildung 10-4 sind dazu die Übersichtsaufnahmen der Bruchkanten sowie die REM-Aufnahmen für die Zugproben, die mit dem Ni-Basis und dem HMn-Zusatz geschweißt wurden, dargestellt.



**Abbildung 10-4: Versagensursachen der Schweißverbindungen Ni-Basis und HMn**  
**a) Übersicht der Bruchzone, b) REM Vergrößerung 30:1, c) REM Vergrößerung 1500:1**

Bereits in den Übersichtsaufnahmen der Bruchzonen in Abbildung 10-4 a) sind deutliche Unterschiede in dem Verhalten der Schweißnähte unter Zugbeanspruchung in Abhängigkeit des verwendeten Zusatzwerkstoffes zu erkennen. Beim Einsatz des HMn-Zusatzes können auch außerhalb des eigentlichen Bruches Risse entlang der Schweißnaht ausgemacht werden, was sich bereits auch durch die frühzeitige Änderung der lokalen Dehnungsänderung gezeigt hat. Die Verbindung, die mit dem Ni-Basis-Zusatz erzeugt wurde, weist hingegen keine



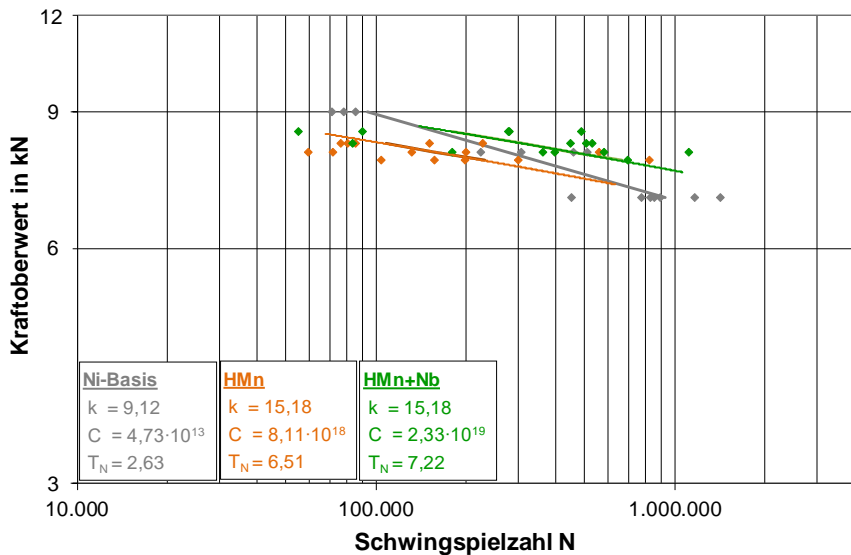
weiteren Anrisse oder Fehlstellen neben der eigentlichen Bruchzone auf. Die genauen Bruchursachen lassen sich schließlich aus den REM-Aufnahmen (Abbildung **10-4 a**) und b)) entnehmen. Vor allem die Vergrößerung von 1500:1 lässt eine genaue Bewertung der Bruchkanten zu. Die Bruchkante, der mit dem Ni-Basis-Zusatz geschweißten Probe, weist eine wabenförmige Struktur auf, welches typisch für ein duktilen Werkstoffversagen ist [Lan01]. Demgegenüber ist in der Detailaufnahme der Bruchfläche, der mit dem HMn-Zusatz erzeugten Probe, in der linken oberen Bildhälfte eine angeschmolzene Fläche zu erkennen, die jedoch keine Verbindung zum umliegenden Material aufweist und als Heißriss im Schweißgut vorliegt. Zum anderen lassen sich neben freierstarten Dendriten in der Bildmitte auch spaltbruchartige Strukturen am rechten oberen Bildrand feststellen. Da in kfz-Werkstoffen Spaltbrüche nur in Ausnahmefällen, wie bei zusätzlichen Korrosionseinflüssen, beobachtet werden [Lan01], [Aur78], deutet dies auf das Vorhandensein von martensitischen Phasen im Schweißgut und eine Zunahme der Sprödigkeit an dieser Stelle hin. Das Versagen der Schweißnaht, die mit dem HMn-Zusatz geschweißt wurde, lässt sich somit neben Mikrolunkern und Heißrissen auch auf Martensitinseln zurückführen.

## 10.2 Dynamisch schwingende Längszugversuche

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Untersuchungen zur Ermittlung des Einflusses der verschiedenen Zusatzwerkstoffe unter dynamisch schwingenden Belastungen den laserstrahlgeschweißten Mischverbindungen beschrieben. Wie auch bei den quasistatischen Untersuchungen liegt die Beanspruchungsrichtung längs zur Schweißnaht. Die Versuche werden bei einem Spannungsverhältnis von  $R = 0,1$  im Horizontenverfahren durchgeführt. Dabei liegen die ausgewählten Horizonte in Abhängigkeit des eingesetzten Schweißzusatzwerkstoffes zwischen 7 und 9 kN. Auf jedem Horizont werden jeweils 8 Proben geprüft, wobei nur die Proben für den Zeitfestigkeitsbereich zwischen  $5 \cdot 10^4$  und  $2 \cdot 10^6$  Lastwechseln bei der Auswertung berücksichtigt werden.

In

Abbildung **10-5** sind die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsuntersuchungen für die Schweißverbindungen unter Verwendung der Zusatzwerkstoffe Ni-Basis, HMn und HMn+Nb dargestellt. Auf der logarithmisch skalierten Abszisse sind die Schwingungsspielzahlen  $N$  bis zum Bruch der Probe aufgetragen. Die Kraftoberwerte können an der ebenfalls logarithmisch skalierten Ordinate abgelesen werden. Für die verwendeten Zusatzwerkstoffe ergeben sich deutliche Unterschiede in der Schwingbeanspruchbarkeit der Schweißverbindungen.

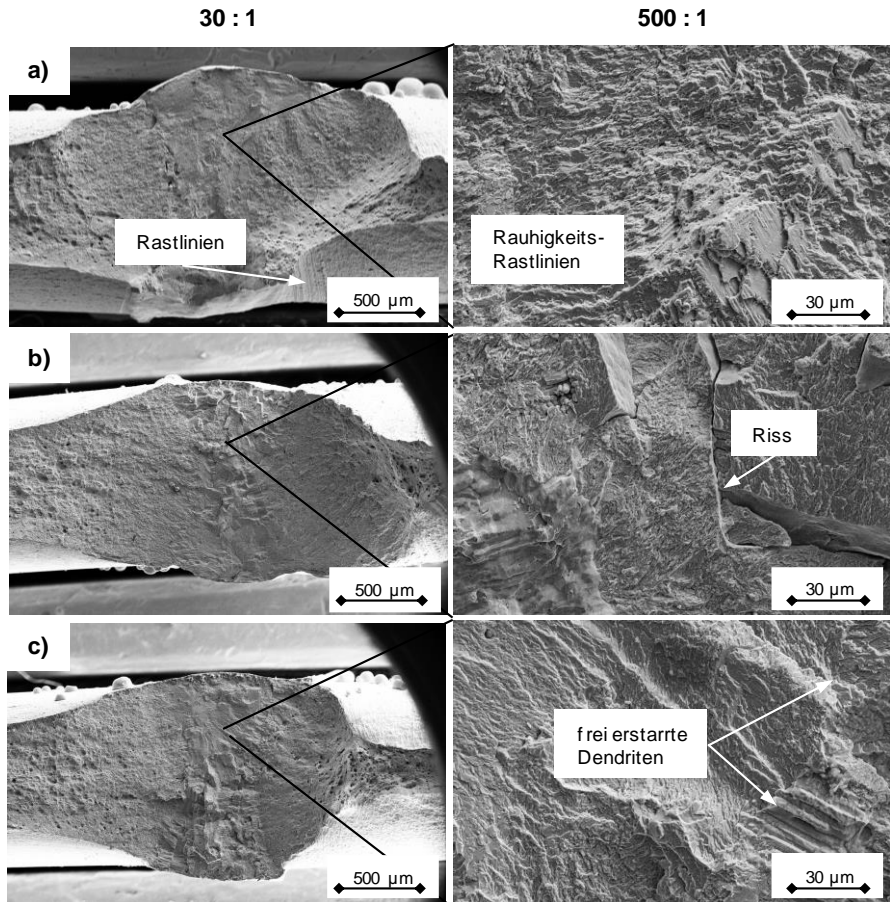


**Abbildung 10-5: Längszugversuche an Schweißverbindungen unter dynamisch schwingender Beanspruchung**

Die höchste dynamisch schwingende Belastbarkeit weist die Schweißverbindung auf, die mit dem niobbeschichteten HMn-Zusatz erzeugt wurde. Das geringste Schwingfestigkeitsniveau wird mit dem unbeschichteten HMn-Zusatz erreicht. Die Neigung der Zeitfestigkeitsgeraden ist bei beiden Zusätzen vergleichbar und liegt etw a bei  $k=15,18$ . Die zyklische Beanspruchbarkeit der Schweißverbindung mit dem Ni-Basis-Zusatz liegt genau zwischen den beiden hochmanganhaltigen Zusätzen und weist einen geringeren  $k$ -Wert von 9,12 sowie die geringste Streuung der Ergebnisse auf. Alle Verbindungen besitzen demnach sehr geringe Neigungen der Wöhlerkurven. Vor allem die Schweißverbindungen, die mit dem hochmanganhaltigen sowie dem beschichteten Schweißzusatz erzeugt wurden, weisen erhebliche Streuungen auf, die eine qualifizierte Aussage über die Schwingbeanspruchbarkeit der Verbindungen erschweren.

Die großen Streuungen der HMn-Verbindungen können dabei vorwiegend auf die Inhomogenitäten im Schweißgutgefüge zurückgeführt werden. Die vorliegenden Fehlstellen wie Lunker oder Mikrofeißrisse stellen potentielle Anrissorte dar, von denen aus sich die Schwingrisse weiter ausbreiten. Je mehr Fehlstellen im Gefüge vorhanden sind, desto geringer ist die ertragbare Schwingspielzahl. Im Gegensatz dazu erhöhen kleine Bereiche erhöhter Härte und ein feinkörniges Schweißgutgefüge [Ber13], wie sie bei der beschichteten HMn-Variante vorkommen, die Beanspruchbarkeit unter dynamisch schwingender Belastung, was auch das höhere Kraftniveau dieser Verbindung erklärt.

Um ausführlichere Aussagen über das Versagensverhalten der Verbindungen unter dynamisch schwingender Beanspruchung treffen zu können und die Fehlermöglichkeiten zu validieren, werden die Bruchflächen der Schwingproben mittels REM-Untersuchungen betrachtet. In Abbildung 10-6 sind für die jeweiligen Schweißzusätze Bruchbilder in zwei unterschiedlichen Vergrößerungen dargestellt.



**Abbildung 10-6: Bruchflächenanalyse mittels REM a) Ni-Basis, b) HMn, c) HMn+Nb**

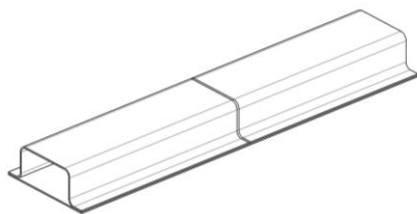
In den Bruchbildern der Ni-Basis-Probe (Abbildung 10-6 a) können in der Wärmeinflusszone des Grundwerkstoffes Rastlinien detektiert werden, sodass an dieser Stelle oder am Nahtübergang mit großer Wahrscheinlichkeit der Riss initiiert wurde. Auch in der Detailaufnahme aus dem Schweißgut sind Rastlinien sichtbar. Eine eindeutige Restbruchfläche ist nicht erkennbar. Bei der Probe, die mit dem HMn-Zusatz gefertigt wurde (Abbildung 10-6 b)),

lassen sich keine eindeutigen Rastlinien ausmachen. In vielen Bereichen sind angeschmolzene Flächen zu erkennen, die keine Anbindung an den umliegenden Werkstoff aufwiesen und auf Fehlstellen in Form von Heißrissen und Lunkern hindeuten, die als Rissausgangsorte dienen. Auch kann eine Restbruchfläche zur Grundwerkstoffseite mit einem duktilen Werkstoffversagen detektiert werden. Ein ähnliches Bruchverhalten zeigt auch die Probe unter Verwendung des niobbeschichteten Zusatzes (Abbildung **10-6 c**)). Es können ebenfalls freierstarre dendritische Strukturen in der Bruchfläche der Schweißnaht festgestellt werden, die auf Lunker hinweisen, welche den Riss einleiten und zum Versagen der Probe führen.

## 11 Übertragung der Ergebnisse auf eine bauteilähnliche Geometrie

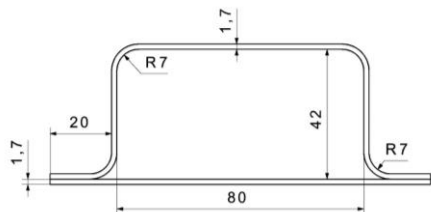
Im Bereich von Fahrzeugvorderwagenstrukturen kommen häufig energieabsorbierende geschweißte Hohlprofile zum Einsatz. Aufgrund ihrer Eigenschaften bieten sich hochmanganhaltige TWIP-Stähle besonders für diese Anwendung an. Um eine Anbindung dieser neuen Werkstoffe in bereits bestehende Karosseriestrukturen zu integrieren, ist es notwendig Stahlmischverbindungen mit anderen Güten zu realisieren, damit ein belastungsgerechter Einsatz der Werkstoffe ermöglicht wird. Bei der gewählten bauteilähnlichen Geometrie soll eine praxisrelevante Gesamtbeanspruchungssituation einer geschweißten Struktur abgebildet werden. Dazu werden quergeschweißte Halbhutprofile aus dem FeMn-Stahl und dem mikrolegierten Stahl HC340LA unter Verwendung des Referenzschweißzusatzes Ni-Basis, des hochmanganhaltigen Versuchsdrahtes HMn sowie des niobbeschichteten HMn-Zusatzes einer quasistatischen Beanspruchung im Vier-Punkt-Biegeversuch unterzogen, um eine gleichmäßige Zugbeanspruchung in die Fügezone einzubringen. Als Bewertungskriterien der Verbindungsqualität werden hierbei das Umformvermögen der Bauteilproben sowie mögliche Versagensursachen herangezogen.

Für die Herstellung der Bauteilproben wurden zunächst Platinen (500 mm x 200 mm) aus dem FeMn Grundwerkstoff und dem ferritischen Fügepartner HC340LA jeweils mit dem nickelbasierten, dem hochmanganhaltigen sowie dem mit niobbeschichteten HMn-Zusatz erzeugt. Die Schweißnähte wurden nachträglich nicht bearbeitet. Im Anschluss daran wurden die Platinen in mehreren Schritten zu Hutprofilen umgeformt. Nach dem Umformen wurden die Hutprofile noch mit einem Deckblech aus HC340LA versehen, welche mittels Widerstandspunktschweißen angebracht wurden. Das fertige Bauteil ist in Abbildung 11-1 dargestellt.



**Isometrische Ansicht**

Maßstab: 1:10

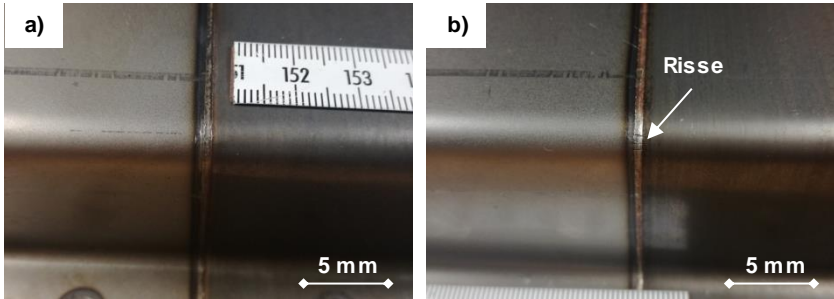


**Querschnitt**

Maßstab: 1:2

**Abbildung 11-1: Verwendetes Halbhut-Profil aus FeMn und HC340LA**

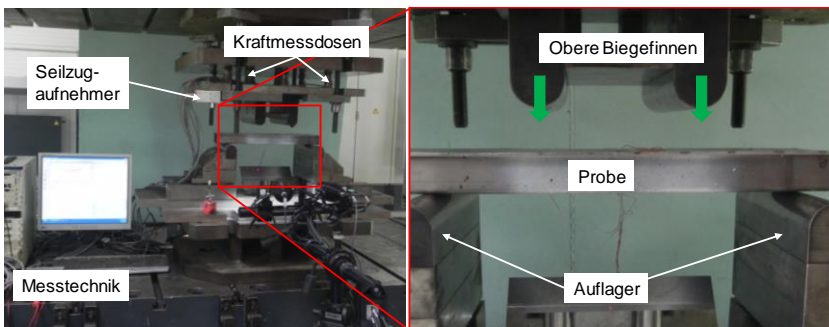
Nach dem Umformen der geschweißten Platinen bei der Verwendung des hochmanganhaltigen und des beschichteten Zusatzwerkstoffes Querrisse in der Schweißnaht entlang der Radien des Hutprofils festgestellt werden, Abbildung 11-2. Lediglich die Schweißnähte, die mit dem Ni-Basis-Zusatz erzeugt wurden, waren rissfrei.



**Abbildung 11-2: Kanten der Bauteilproben nach dem Umformen a) Ni-Basis-Zusatz, b) HMn-Zusatz**

Da die Risse in den Schweißnähten längs zur Belastungsrichtung verlaufen, sind diese als weniger kritisch zu betrachten, werden aber in der Beurteilung und Auswertung der Ergebnisse des Vier-Punkt-Biegeversuches mitberücksichtigt.

Der verwendete Prüfaufbau zur Durchführung der Bauteilversuche ist in Abbildung 11-3 dargestellt. Die Probe liegt auf zwei Auflagern und wird durch die beiden oberen Biegefinnen nach unten gedrückt. Die notwendige Prüfkraft wird dabei durch eine 10-Tonnen-Presse aufgebracht und über acht Kraftmessdosen, die sich oberhalb der oberen Biegefinnen befinden, aufgebracht. Über einen Seilzugaufnehmer wird parallel der zurückgelegte Weg der oberen Biegefinnen gemessen, woraus Rückschlüsse über die Verformungsfähigkeit der Probe gezogen werden können.

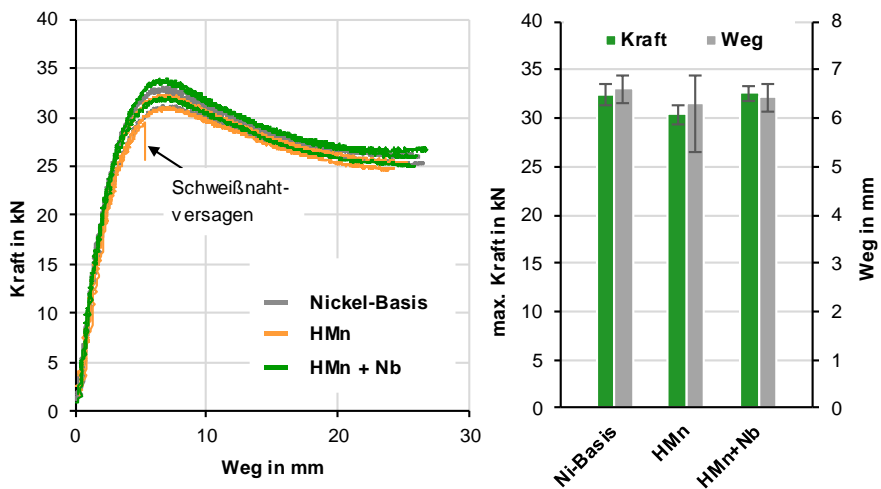


**Abbildung 11-3: Prüfaufbau der Vier-Punkt-Biegeprüfung**

Um das genaue Dehnungsverhalten der Schweißzone während des Vier-Punktbiegeversuches zu ermitteln, wurden an vereinzelt Proben außerdem Dehnungsmessstreifen appliziert. Es wurden Messungen an Proben mit den jeweiligen Zusatzwerkstoffen durchgeführt. Die Dehnungsverläufe der DMS-Daten können dem Anhang G entnommen werden. Bis zu einer Durchbiegung von etwa 6 mm der Bauteile verlaufen alle aufgenommenen

Dehnungsverläufe ähnlich. Dabei werden für den nickelbasierten Schweißzusatz die höchsten Dehnungen sowohl auf der FeMn- als auch auf der HC340LA-Seite festgestellt und für den niobbeschichteten Draht die geringsten Werte. Ab einem Weg von 6 mm reißen einzelne DMS-Daten ab und erlauben keine weiteren Aussagen über den weiteren Verlauf. Aus diesem Grund werden für die weiteren Auswertungen lediglich die Kraft- und Wegdaten aus den Kraftmessdosen und dem Seilzugnehmer genutzt.

Die Vier-Punkt-Biegeprüfung wurde für alle Zusatzwerkstoffe an jeweils drei Bauteilproben durchgeführt. In Abbildung 11-4 sind die Ergebnisse aus den durchgeführten Bauteilversuchen zum einen in einem Kraft-Weg-Diagramm und zum anderen sind die maximalen Kräfte sowie der dazugehörige Weg in einem Säulendiagramm aufgetragen.

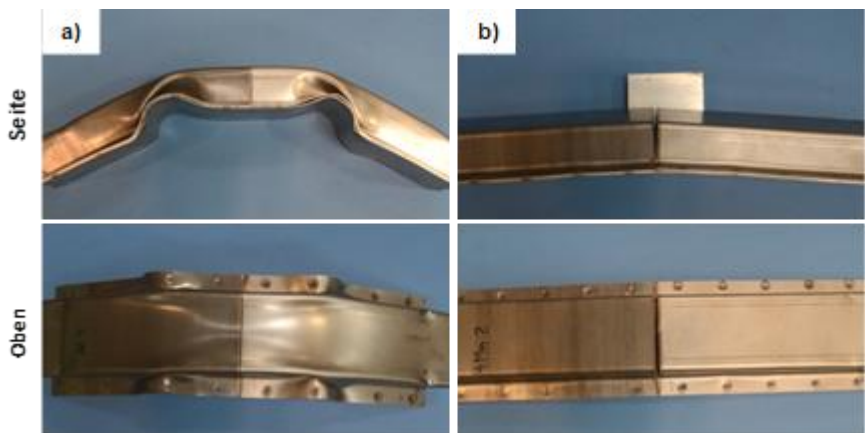


**Abbildung 11-4: Kraft-Weg-Verlauf (links) der Vier-Punkt-Biegeprüfung der laserstrahlgeschweißten Bauteilproben sowie das Säulendiagramm (rechts) der gemittelten maximalen Kräfte und dazugehörigen Wege**

Bei der Durchführung der Versuche konnte lediglich bei einer Bauteilprobe, die mit dem unbeschichteten HMn-Zusatzwerkstoff geschweißt wurde, ein Versagen in der Schweißnaht beobachtet werden. Für alle andere Proben ergibt sich ein ähnlicher Kraft-Weg-Verlauf. Die Kräfte steigen bis zu einer Maximalkraft an. Beim Erreichen dieser Kraft kollabiert die Bauteilprobe, indem sich der Grundwerkstoff dort plastisch verformt, wo die oberen Biegeflächen auf das Profil drücken. Ab diesem Zeitpunkt wirken keine nennenswerten Kräfte auf die Schweißverbindung mehr, sodass der weitere Kraft-Weg-Verlauf vernachlässigt wird. Das Bauteilversagen tritt im Grundwerkstoff ein. Auch die Querrisse, die durch das Umformen der Bauteile entlang der Kanten in die Schweißnähte bei den HMn- und HMn + Nb-Proben eingebracht wurden, führen im Vier-Punkt-Biegeversuch nicht zum Versagen der Profile.

Auch im Säulendiagramm lassen sich kaum Unterschiede in den maximalen gemittelten Kraftwerten für den nickelbasierten und den beschichteten HMn-Zusatz ausmachen. Mit beiden Zusatzwerkstoffen kann eine gemittelte maximale Kraft von etw a 32,5 kN erreicht w erden. Die dazugehörigen Wege liegen etw a bei 6,5 mm. Lediglich die Ergebnisse des unbeschichteten HMn-Zusatzes w eichen von den übrigen Ergebnissen ab. So können im Mittel nur etw a 30,5 kN bei einem durchschnittlichen Weg von 6,3 mm erreicht w erden, was sich durch das frühzeitige Versagen der Schweißnaht bei einer Probe erklären lässt. Auch die große Streubreite der Wegmessungen für diesen Zusatzwerkstoff kann darauf zurückgeführt werden.

In Abbildung 11-5 sind exemplarisch zw ei Proben des jew eiligen Versagensverhaltens sowohl seitlich als auch von oben dargestellt.



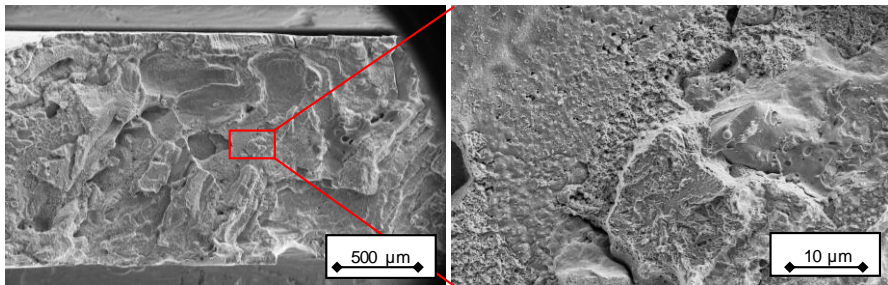
**Abbildung 11-5 Versagensverhalten der Bauteilproben a) im Grundwerkstoff, b) in der Schweißnaht**

Die Proben bei denen kein Versagen in der Schweißnaht beobachtet werden konnte zeigen ein typisches Versagensverhalten wie in Abbildung 11-5 a). Die beiden Grundwerkstoffe kollabieren nach der elastischen Verformung an den Auftreffpunkten der oberen Biegeflächen, von wo aus die Kräfte in das Bauteil eingeleitet werden. Beim Überfahren dieses Punktes verformen sich beide Werkstoffe sehr gleichmäßig und falten sich an den Seiten des Profils zusammen, bevor die Profile der Länge nach weiter durchgebogen werden. Bei der Probe, die mit dem unbeschichteten HMn-Zusatz geschweißt wurde und in der Schweißnaht versagt hat (Abbildung 11-5 b)), ist keine Verformung der Grundwerkstoffe zu beobachten. Bereits ab einem sehr kleinen Weg der oberen Biegeflächen erfolgt ein sprödes Versagen der Schweißnaht und die Verbindung reißt fast vollständig an der Oberseite der Probe auf.

Um die Ursache des Versagens zu detektieren wird an dieser Probe die Bruchfläche mittels REM-Analyse untersucht, Abbildung 11-6. Wie auch in den bisherigen mechanisch-technologischen Prüfverfahren lässt sich das Bruchverhalten dieser Probe auf das



Vorhandensein von verschiedenen Schweißnahtimperfectionen zurückführen. Neben angeschmolzenen Flächen, die keine Werkstoffanbindung aufweisen und auf Heißrisse im Schweißgut hindeuten lassen sich auch hier vermehrt freierstartete Dendriten die als Mikrolunker fungieren feststellen. Aufgrund der fehlenden Werkstoffanbindung durch Heißrisse und Mikrolunker kommt es zum frühzeitigen Versagen der Bauteilprobe in der Schweißverbindung.



**Abbildung 11-6: REM-Analyse der Bruchfläche der versagten Schweißnaht**

Die Ergebnisse der Vier-Punkt-Biegeprüfung an den geschweißten Hutprofilen bestätigen die Ergebnisse aus den vorherigen Untersuchungen. Es zeigt sich, dass sich Stahlmischverbindungen aus hochmanganhaltigen, austenitischen Stählen und ferritischen Stählen unter Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen in einem Bauteil realisieren lassen. Vor allem mit dem nickelbasierten und dem modifizierten HMn-Zusatz lassen sich zufriedenstellende Ergebnisse bei den Bauteilversuchen erreichen. Lediglich eine Schweißnaht, die mit dem HMn-Zusatz gefügt wurde, konnte der Beanspruchung der Vier-Punkt-Biegeprüfung nicht Stand halten, da sich weiterhin eine Vielzahl an Fehlstellen im Schweißgut befinden. Dennoch konnte gezeigt werden, dass sich mit einer Anpassung der Legierungszusammensetzung des hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes Verbesserungen der Schweißnahtqualität und mechanisch-technologischen Eigenschaften erreichen lassen.

## 12 Zusammenfassung

Aufgrund ihrer herausragenden mechanisch-technologischen Eigenschaften gewinnen hochmanganhaltige TWIP-Stähle vor allem im Hinblick auf ihr Leichtbaupotential immer mehr an Bedeutung. Durch die chemische Zusammensetzung und den damit verbundenen physikalischen und metallurgischen Eigenschaften dieser Stähle, ergeben sich bei der schweißtechnischen Verarbeitung mit anderen konventionellen Stahlgütern besondere Herausforderungen. Dazu gehören die vermehrte Heißrissneigung sowie die Ausbildung eines Mischgefüges mit erhöhten Anteilen an Martensit beim Verschweißen mit mikrolegierten, ferritischen Stählen. Für das Laserstrahlschweißen von Stahlmischverbindungen aus TWIP-Stählen und ferritischen Stählen lässt sich die Martensitbildung im Schweißgutgefüge durch das Aufmischungsverhältnis der Grundwerkstoffe verhindern, was allerdings aufwendige Prozessüberwachungs- und -steuerungssystemen erfordert.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit war demnach einen Lösungsansatz zur Ausbildung eines homogenen, austenitischen Schweißgutgefüges beim Laserstrahlschweißen eines hochmanganhaltigen TWIP-Stahl in Mischverbindung mit einem mikrolegierten Fügepartner zu erarbeiten, bei dem keine teure Positioniertechnik notwendig ist. Um das Aufmischungsverhältnis des ferritischen Grundwerkstoffes unabhängig von der Laserauftreffposition möglichst gering zu halten, wurden daher austenitische Zusatzwerkstoffe dem Schweißprozess zugeführt. Da eine möglichst gleichbleibende Aufmischung der Grundwerkstoffe gewährleistet werden sollte, wurden alle Verbindungen im I-Stoß ausgeführt. Die Beurteilung der Schweißnahtverbindungen hinsichtlich ihrer metallurgischen Eigenschaften erfolgte durch metallographische Gefügeanalysen, Härtefeldmessungen sowie Elementverteilungen im Schweißgut. Zur Ermittlung ihrer Verformungseigenschaften wurden die Schweißverbindungen im Erichsen-Tiefungs-Versuch untersucht.

Die Untersuchungen zum Einfluss verschiedener Schweißzusatzwerkstoffe auf die Gefügeausbildung ergaben, dass sich mit einem Chrom-Nickel-Zusatz weiterhin ein Mischgefüge aus Austenit und Martensit ausbildet, da sich der Zusatzwerkstoff nur unzureichend mit dem Schweißgut vermischt. Mit dem Einsatz eines nickelbasierten Schweißzusatzes hingegen lässt sich ein homogenes austenitisches Gefüge mit guten Verformungseigenschaft einstellen. Auch die Verwendung eines hochmanganhaltigen Zusatzes ergibt ein weitestgehend austenitisches Schweißgutgefüge. Allerdings ist das Verformungsvermögen der Schweißverbindung aufgrund von Mikrolunkern mit fehlender Werkstoffanbindung vermindert.

Da die schweißtechnische Verarbeitung von nickelbasierten Zusatzwerkstoffen mit erhöhten Kosten und Arbeitsschutzanforderungen verbunden sind, sollten vergleichbare Eigenschaften der Schweißverbindung mit dem HMn-Zusatz erreicht werden. Dazu wurden verschiedene Optimierungsmaßnahmen abgeleitet und untersucht, um ein homogenes austenitisches Schweißgutgefüge ohne Fehlstellen einzustellen.

Der Einsatz verschiedener Schutzgase zeigte einen erheblichen Einfluss auf die Ausbildung des Schweißnahtgefüges. Hierbei ergaben sich für das Schutzgas Argon und ein zweikomponentiges Mischgas aus Argon und  $\text{CO}_2$  die homogensten austenitischen Gefügeausbildungen. In der Elementverteilung konnte aber festgestellt werden, dass es bei der Verwendung des  $\text{CO}_2$ -haltigen Gases zu einem Abbrand des Elementes Mangan in der Schweißnaht kommt. Lediglich mit dem Schutzgas Argon konnte eine weitestgehend gleichmäßige Manganverteilung über die gesamte Naht erreicht werden. Die Beurteilung des Verformungsvermögens der Naht ergaben jedoch, dass sich durch den Einsatz von Schweißschutzgasen keine Verbesserung hinsichtlich der Lunkerbildung erreichen lässt.

Über die Legierungszusammensetzung des Schweißzusatzes lässt sich die Erstarrung des Schweißgutes beeinflussen. Dazu wurde der hochmanganhaltige Schweißzusatz mit kornfeinenden Elementen beschichtet. Dadurch sollte die Lunkerbildung durch eine primär ferritische Erstarrung vermindert werden. Die metallographischen Ergebnisse zeigen, dass vor allem die Schweißnähte, die mit dem titan- bzw. niobbeschichteten Schweißdraht erzeugt wurden, sehr feine austenitische Gefügestrukturen mit einer homogenen Härteverteilung ergeben. Für keine der Legierungsanpassungen lassen sich Fehlstellen in den Mikrogefügeaufnahmen detektieren. Die Anpassung der Legierungszusammensetzung des Schweißdrahtes brachte eine leichte Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften im Vergleich zum unbeschichteten Draht. Dennoch erfolgte auch hierbei im Erichsen-Tiefungs-Versuch das Versagen entlang der Schweißnaht.

Um die Feinkornbildung und Durchmischung des Schweißzusatzwerkstoffes im Schweißgut zu erhöhen, wurde in einem weiteren Iterationsschritt das Schweißbad mittels Ultraschall angeregt. Die Ultraschallanregung wurde unter Verwendung des unbeschichteten als auch niobbeschichteten HMn-Schweißzusatzes durchgeführt. In beiden Fällen wurde eine vermehrte Bildung von Martensit im Schweißgut festgestellt, was auf die erhöhte Aufmischung des ferritischen Grundwerkstoffes durch die Ultraschallanregung zurückgeführt werden kann.

Abschließend wurden neben der Verbindungscharakterisierung an Werkstoffproben die Eigenschaften der Schweißverbindung auch an einer bauteilähnlichen Probengeometrie im Vier-Punkt-Biegeversuch abgeprüft. Dabei konnte für alle Verbindungen ein ähnliches Verhalten der Bauteilprobe beobachtet werden. Das Versagen trat im Grundwerkstoff durch Kollabieren der Bauteilstruktur auf. Lediglich bei einer Probe, die mit dem unbeschichteten HMn-Zusatz gefügt wurde, erfolgte der Bruch nach sehr geringer Verformung entlang der Schweißnaht, was wieder auf das Vorhandensein von Mikrolunkern und Heißrissen im Schweißgefüge zurückzuführen ist.

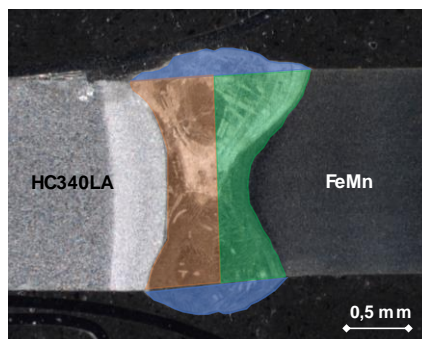
Alle Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass lediglich unter Verwendung des nickelbasierten Zusatzwerkstoffes die Anforderungen an die Schweißnähte hinsichtlich eines homogenen und lunkerfreien Gefüges erfüllt werden können. Dennoch können auch unter Einsatz des niobbeschichteten hochmanganhaltigen Zusatzes ausreichende Nahteigenschaften im Anwendungsbeispiel erreicht werden.

### 13 Ausblick

Bei der Untersuchung der Optimierungsmaßnahmen zur Erreichung eines homogenen, austenitischen Schweißgutgefüges, hat sich vor allem der Einfluss verschiedener Legierungselemente als zielführend erwiesen. Es konnten jedoch keine Aussagen über die notwendigen Mengenanteile der jeweiligen Elemente im Schweißgut sowie über die Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Elementen getroffen werden. Daher soll der Einfluss der Legierungselemente in Abhängigkeit ihrer Mengenanteile und das Verhalten zueinander mit Hilfe der Berechnungssoftware Thermo-Calc 2018b errechnet werden.

Dazu ist es vorab notwendig die genaue chemische Zusammensetzung des Schweißgutes zu kennen. Dies kann zum einen über eine nasschemische Analyse von Spänen erfolgen, die aus dem Schweißgut entnommen werden. Zum anderen kann die Zusammensetzung auch aus den Massenanteilen der Legierungselemente aus den Grundwerkstoffen und dem Zusatzwerkstoff rechnerisch ermittelt werden.

Zur Berechnung der chemischen Zusammensetzung werden die bereits ermittelten Werte der beiden Grundwerkstoffe sowie des hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes verwendet. Da es ausschließlich um die Anpassung des hochmanganhaltigen Zusatzes geht, wird auch nur dieser berücksichtigt. Unter Zuhilfenahme eines Schlifffbildes, kann über die Nahtüberhöhung- und Nahtwurzelanteile der zugeführten Menge an Zusatzwerkstoff (blau markiert) errechnet werden, Abbildung 13-1.



**Abbildung 13-1: Bestimmung des Aufmischungsverhältnisses anhand einer metallographischen Querschliffaufnahme**

Für die Berechnung wird eine Aufmischung der Grundwerkstoffe von jeweils 50 % angenommen (orange und grün markiert). Eine weitere Annahme geht davon aus, dass die Schweißungen bei einem Nullspalt durchgeführt wurden. Somit ergibt sich für den Zusatzwerkstoff ein Anteil von 19 % im Schweißgut und jeweils 40,5 % für die beiden Grundwerkstoffe.

Um eine nasschemische Analyse des Schweißgutes durchzuführen, ist es notwendig vorab Späne aus dem zu untersuchenden Material zu entnehmen. Dazu werden die Schweißnähte mit Hilfe eines Fingerfräasers mit einem Durchmesser von 0,8 mm herausgearbeitet und die Späne aufgefangen. Dabei muss darauf geachtet werden, keine Späne aus dem Grundmaterial zu entnehmen sowie Verunreinigungen aus dem Spänebecken zu vermeiden. Bei der nasschemischen Analyse der Schweißgüter ist es allerdings nicht möglich alle Legierungselemente zu detektieren, sodass eine Beschränkung der Anteile auf die wichtigsten Elemente erfolgt.

Die Ergebnisse der berechneten sowie gemessenen Legierungszusammensetzung des Schweißgutes unter Verwendung des hochmanganhaltigen Zusatzwerkstoffes sind in Tabelle 13-1 vergleichend gegenübergestellt.

**Tabelle 13-1: Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe, des HMn-Zusatzes sowie des Schweißgutes**

|                 | Fe<br>% | C<br>% | Mn<br>% | Al<br>% | Si<br>% | Mo<br>% | Zr<br>% | Nb<br>% | Ti<br>% |
|-----------------|---------|--------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| GW FeMn         | 78,4    | 0,68   | 15,9    | 2,51    | 2,53    | -       | -       | -       | -       |
| GW HC340        | 98,4    | 0,11   | 1,0     | 0,015   | 0,5     | -       | -       | 0,009   | 0,15    |
| Zusatz HMn      | 81,2    | 0,2    | 18,0    | 0,1     | -       | 0,5     | 0,02    | -       | -       |
| SG<br>berechnet | 87,0    | 0,358  | 10,26   | 1,0     | 1,23    | 0,095   | 0,004   | 0,004   | 0,06    |
| SG<br>gemessen  | -       | 0,377  | 9,4     | 1,0     | -       | 0,11    | -       | 0,006   | 0,004   |

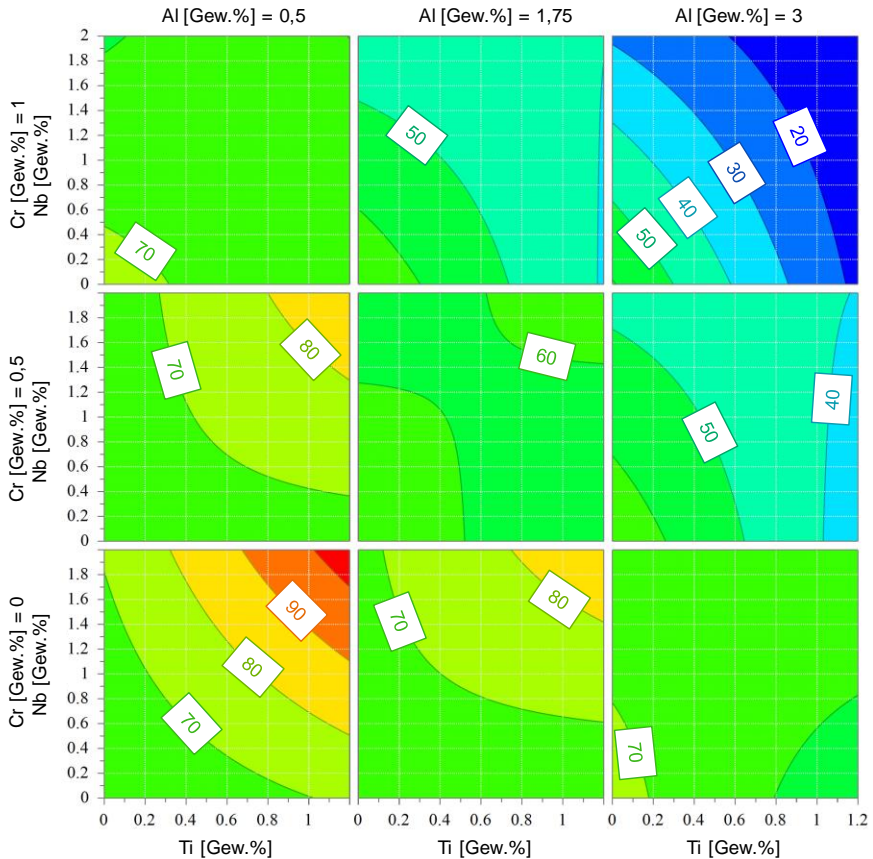
Die Ergebnisse aus der Berechnung und Messung für die Schweißgutzusammensetzung passen in ihren Gehalten überein. Lediglich für den Mangangehalt ergibt sich bei den Messungen eine größere Abweichung von 0,86 %, was auf den Abbrand beim Schweißprozess zurückgeführt werden kann. Um diesen Abbrand zu berücksichtigen und möglichst genaue Werte aus der Gefügesimulation zu erhalten, werden die weiteren Berechnungen in Thermo-Calc auf Grundlage der gemessenen Werte durchgeführt und mit den nicht messbaren Elementen aus der Schweißgutberechnung ergänzt. Dazu wird zunächst die Schweißgutzusammensetzung in Thermo-Calc eingegeben und schrittweise verschiedene Elementgehalte angepasst. Um ein möglichst aussagekräftiges Ergebnis bei einem überschaubaren Berechnungsaufwand zu erhalten, wird mittels statistischer Versuchsplanung (DoE) eine Versuchsmatrix erstellt, welche verschiedene Elemente in unterschiedlichen Gehaltmengen berücksichtigt, um auch Wechselwirkungen und Zusammenhänge zwischen den einzelnen Elementen zu ermitteln, Anhang H. Die ausgewählten Elemente sind dieselben wie bereits bei der Drahtbeschichtung in Kapitel 9.2 beschrieben. Lediglich die Gehalte der Elemente werden

variiert. Bei den Berechnungen werden für Aluminiumgehalte bis 3 Masse-% berücksichtigt, für Titan bis zu 1,2 Masse-%, für Chrom 1 Masse-% sowie für Niob 2 Masse-%.

Als Ergebnis dienen der berechnete Austenitanteil im festen Zustand sowie das Erstarrungsintervall in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung des Schweißgutgefüges, da die Zielvorgabe dieser Arbeit ein rein austenitisches Schweißgutgefüge mit einem kleinen Erstarrungsintervall zur Vermeidung von Mikrolunkern vorsieht. Die Ergebnisse aus der Berechnung werden anschließend in der DoE-Matrix gesammelt und dienen als Basis für die Auswertung des Austenitgehaltes sowie des Erstarrungsintervalls in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung des Schweißgutes.

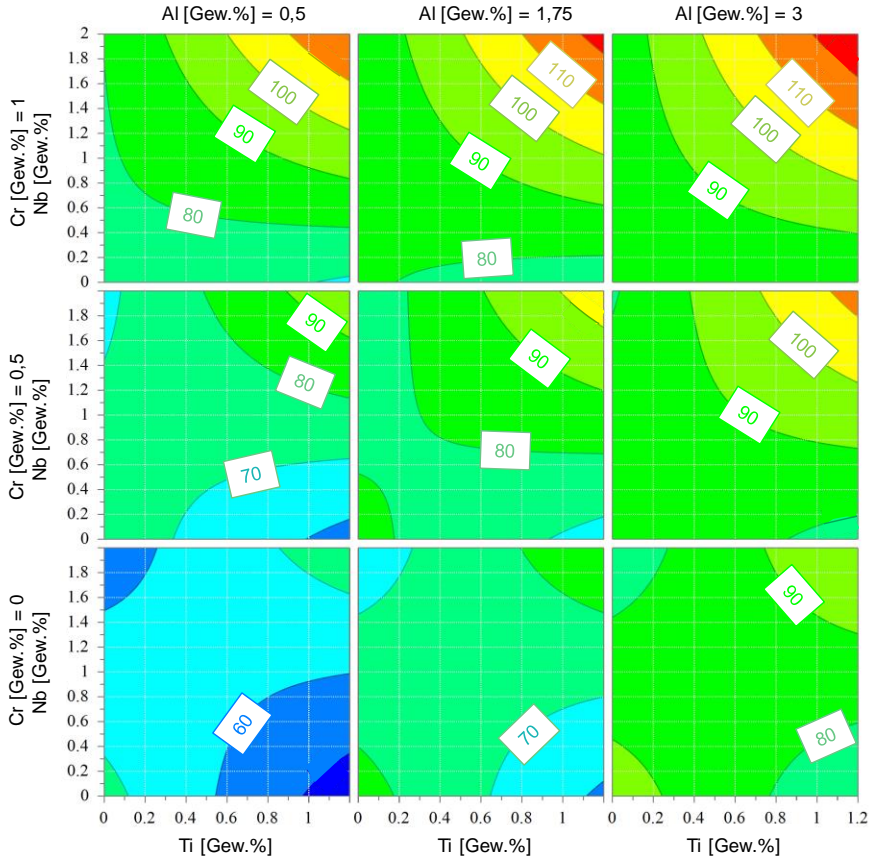
In Abbildung 13-2 ist der Austenitanteil in Abhängigkeit der Legierungselementanteile aufgeführt. Das Diagramm gibt die prozentualen Austenitanteile in Abhängigkeit der Elementanteile an Titan, Aluminium, Chrom und Niob im Schweißgut wieder.

Es zeigt sich, dass mit steigendem Aluminiumgehalt der Anteil an Austenit im Gefüge abnimmt. Auch Chrom weist keinen Anstieg der austenitischen Erstarrung im Schweißgut auf, sondern reduziert diesen leicht bei steigendem Chromgehalt. Bei einem Aluminiumgehalt von 3 % und einem maximalen Chromgehalt von 1 % lassen sich nur noch maximal 50 % Austenit im Schweißgutgefüge einstellen. Bei Zugabe von Titan und Niob reduziert sich dieser Anteil sogar nochmal auf 20 %. Demgegenüber lassen sich für große Mengen Niob und Titan ohne Chrom und einen geringen Anteil an Aluminium eine Erhöhung des Austenitanteils im Schweißgefüge feststellen. Für die maximalen Gehalte an Titan und Niob, bei gleichzeitiger Minimierung der Chrom- und Aluminiumgehalte ergibt sich nach der Berechnung ein rein austenitisches Schweißgutgefüge. Diese Ergebnisse decken sich auch mit den Ergebnissen aus den Schweißversuchen mit den beschichteten Drahtsystemen. Auch dabei zeigten sich für Titan und Niob die höchsten Austenitanteile. Dabei wurde allerdings nur jeweils der Einfluss eines Elementes untersucht. Die Ergebnisse der Berechnungen zeigen aber, dass die Wirkung der Elemente auf das Erstarrungsintervall und die Gefügeausbildung im Bezug zueinander stehen.



**Abbildung 13-2: Austenitgehalt in Abhängigkeit der Legierungsanteile im Schweißgut**

Da nicht nur ein rein austenitisches Schweißnahtgefüge gefordert ist, sondern auch die Bildung von Heißrissen und Mikrolunkern einen Einfluss auf die Schweißnahtqualität besitzt, soll mit Hilfe geeigneter Legierungsanteile der Elemente ein möglichst kleines Erstarrungsintervall des Schweißgutes eingestellt werden. Aus diesem Grund ist in Abbildung 13-3 der Zusammenhang des Erstarrungsintervalls  $\Delta T$  in Abhängigkeit der Legierungselemente dargestellt.



**Abbildung 13-3: Erstarrungsintervall in Abhängigkeit der Legierungsanteile im Schweißgut**

Je nach Zusammensetzung des Schweißgutes lassen sich durch die Elemente Aluminium, Chrom, Titan und Niob Erstarrungsintervalle zwischen 50 und 120 K einstellen. Für sehr große Anteile aller Legierungselemente ergibt sich ein maximales Erstarrungsintervall der Schweißnaht von 120 K. Vor allem der Chromgehalt bestimmt hierbei die Größe des Intervalls. Aluminium und Niob zeigen ebenfalls eine Tendenz zur Vergrößerung des Erstarrungsintervalls. Lediglich durch Zugabe größerer Mengen an Titan kann das Erstarrungsintervall verkleinert werden. Auch dieses Diagramm zeigt deutlich das Zusammenwirken der verschiedenen Elemente. So ergibt sich bei gleichzeitiger Erhöhung der Titangehalte und Reduzierung aller anderen Anteile ein minimiertes Erstarrungsintervall von 50 K.



Mit Hilfe der Ergebnisse aus den Berechnungen für das Erstarrungsverhalten und die Gefügezusammensetzung lässt sich mit der DoE-Software für ein minimales Erstarrungsintervall und einen maximalen Austenitanteil die ideale Schweißgutzusammensetzung in Abhängigkeit der ausgewählten Legierungselemente bestimmen. In Abbildung 13-4 sind die berechneten Anteile der Legierungselemente Titan, Niob, Aluminium und Chrom in Gew. % aufgeführt.

|   | Factor     | Role | Value        | Graph |
|---|------------|------|--------------|-------|
| 1 | Ti [Gew.%] | Free | 0.796005     |       |
| 2 | Nb [Gew.%] | Free | 0.959802     |       |
| 3 | Al [Gew.%] | Free | 7.32332e-005 |       |
| 4 | Cr [Gew.%] | Free | 0.42621      |       |

**Abbildung 13-4: Ergebnisse der Berechnung der Legierungsanteile im Schweißgut**

Die Ergebnisse aus der Berechnung ergeben, dass vor allem Titan einen positiven Effekt auf die Austenitbildung und die Reduzierung des Erstarrungsintervalls zeigt. Aus diesem Grund sollen dem Schweißgut auch hohe Titangehalte von bis zu 0,8 % zugeführt werden. Da auch Niob die austenitische Erstarrung laut der Gefügeberechnung fördert, ist es ebenfalls sinnvoll dem Schweißgut einen Gehalt von 0,96 % Niob zuzuführen. Neben Titan und Niob, wird außerdem an Chromanteil von 0,43 % hinzugefügt, um im Zusammenspiel mit den anderen Elementen das beste Ergebnis zu erzeugen. Der Aluminiumanteil sollte so gering wie möglich gehalten werden, da Aluminium sowohl das Erstarrungsintervall vergrößert als auch die Austenitbildung im Schweißgut behindert. Da allerdings bereits 2,5 % Aluminium im hochmanganhaltigen Grundwerkstoff enthalten sind, wird immer ein Anteil Aluminium im Schweißgut enthalten sein.

Über die Mengenanteile der einzelnen Elemente im Schweißgut und das bekannte Aufmischungsverhältnis der Grundwerkstoffe und des Zusatzwerkstoffes kann auf die angepasste Zusammensetzung des Schweißzusatzdrahtes zurückgerechnet werden. Für den modifizierten Schweißzusatzwerkstoff ergibt sich demnach die in Tabelle 13-2 aufgeführte modifizierte Zusammensetzung des Schweißzusatzes HMn mod. im Vergleich zum bereits erprobten HMn-Zusatz.

**Tabelle 13-2: Chemische Zusammensetzung des HMn-Zusatzes und des modifizierten HMn-Zusatzes**

| Zusatz      | C<br>% | Mn<br>% | Al<br>%  | Mo<br>% | Zr<br>% | B<br>% | Ti<br>%     | Nb<br>%     | Cr<br>%      |
|-------------|--------|---------|----------|---------|---------|--------|-------------|-------------|--------------|
| HMn         | 0,2    | 18      | 0,1      | 0,5     | 0,02    | 0,006  | 0           | 0           | 0            |
| HMn<br>mod. | 0,2    | 18      | <b>0</b> | 0,5     | 0,02    | 0,006  | <b>3,87</b> | <b>5,03</b> | <b>2,245</b> |

Um die Anteile der Legierungsmengen im Schweißgut zu erreichen, wie sie in Abbildung 13-4 aufgeführt sind, müssen dem modifizierten Schweißzusatzwerkstoff 3,87 % Titan, 5,03 % Niob und 2,245 % Chrom zugeführt werden. Auf das Zulegieren von Aluminium sollte aufgrund der aufgeführten Eigenschaften vollständig verzichtet werden.

Da aufgrund des Versuchsaufwandes nicht alle Elemente im Schweißgut bei der Berechnung berücksichtigt werden können, dienen die Ergebnisse für die Zusammensetzung eines optimierten Schweißzusatzwerkstoffes lediglich als Ausgangsbasis für weitere Versuchsschmelzen, welche anschließend in umfangreichen Schweißuntersuchungen abgeprüft werden müssen. Auch wurde bei den Berechnungen von einer homogenen Durchmischung der Grundwerkstoffe und dem Zusatzwerkstoff und damit einer gleichmäßigen Verteilung der Elemente im Schweißgut ausgegangen. In der Realität zeigt sich aber, dass das erzeugte Schweißgut immer Inhomogenitäten bei den Elementgehalten aufweist und nur Durchschnittswerte als Grundlage für die Simulation der Gefügezusammensetzung genutzt werden können. Die Berechnungen sind außerdem dahingehend kritisch zu betrachten, dass der hohe Mangananteil die Ergebnisse verfälschen kann, da die Datenbanken, auf denen die Berechnungen basieren, für deutlich geringere Mangangehalte ausgelegt sind.

## Literaturverzeichnis

- [All04] Allain, S.; Chateau, J.-P.; Bouaziz, O.; Migot, S.; Guelton, N.: *Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys*, Material Science and Engineering, A387-389 2004, pp. 158-162
- [All04a] Allain, S.; Chateau, J.-P.; Bouaziz, O.: *A physical model of the twinning-induced plasticity effect in an high manganese austenitic steel*, Materials Science and Engineering A 387-389, 2004, pp. 143-147
- [Ate00] Atef, S. H.: *Mechanical properties and corrosion behavior of high-Mn TWIP steels*, Oulu 200, Diss.
- [Aur78] Aurich, E.: *Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen*, Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft m.b.H., Karlsruhe 1978
- [Bae09] Bäumer, A.: *Verfestigungsverhalten von hochmanganhaltigen Stählen mit TWIP-Effekt*, Shaker Verlag, Aachen 2009, Diss.
- [Bal09] Balindt, P.: *Lungenkrebsrisiko durch berufliche Exposition gegenüber Nickel und seinen Verbindungen*, Bochum 2009, Diss.
- [Bal11] Balasubramanian, K.; Kesavan, D.; Balusamy, V.: *Studies on the effect of vibration on hot cracking and grain size in AA7075 Aluminium alloy Welding*, Int J Eng Sci Technol. 3, 2011, pp. 681-686
- [Bar12] Bargel, H.-J.; Schulze, G. (Hrsg.): *Werkstoffkunde*, Springer Vieweg, 11., bearbeitet Auflage, Berlin 2012
- [Bau16] Bauch, J.; Rosenkranz, R.: *Physikalische Werkstoffdiagnostik – Ein Kompendium wichtiger Analytikmethoden für Ingenieure und Physiker*, Springer Vieweg, 2016
- [Bea11] Béal, C.: *Mechanical behavior of a new automotive high manganese TWIP steel in the presence of liquid zinc*, Andere, INSA de Lyon 2011
- [Beh14] Behm, V.; Höfemann, M.; Hatscher, A.; Springer, A.; Kaierle, S.; Hein, D.; Otto, M.; Overmeyer, L.: *Investigations on Laser Beam Welding Dissimilar Material Combinations of Austenitic High Manganese (FeMn) and Ferrite Steels*, Physiks Procedia, Volume 56, 8th International Conference on Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2014, pp. 610-619
- [Beh17] Behm, V.: *Laserstrahlschweißen von TWIP-Stählen*, Berichte aus dem LZH Band 1, Hannover 2017

- [Ber13] Bergmann, W.: *Werkstofftechnik 1 – Struktureller Aufbau von Werkstoffen – Metallische Werkstoffe – Polymerwerkstoffe – Nichtmetallisch-anorganische Werkstoffe – Teil 1: Grundlagen*, 7. neu bearbeitete Auflage, Carl Hanser Verlag, München 2013
- [Ber95] Béres, L.; Irmer, W.: *Bestimmung der zulässigen Betriebstemperatur von Schwarz-Weiß-Verbindungen*, Schweißen und Schneiden 47, Heft 10, Miskolc/Ungarn, Magdeburg 1995
- [BGI13] BG Information: *BGI 855 – Schweißtechnische Arbeiten mit chrom- und nickellegierten Zusatz- und Grundwerkstoffen*, Berufsgenossenschaft Holz und Metall, 2013
- [Ble12] Bleck, W. (Hrsg.): *Spezielle Werkstoffkunde der Stähle*, Verlag Mainz, 2. Auflage, Aachen 2012
- [Bli13] Bliedner, J.; Müller, H.; Barz, A.: *Lasermaterialbearbeitung – Grundlagen, Verfahren, Anwendungen, Beispiele*, Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, Jena, 2013
- [Blu10] Blumenau, M.: *Schmelztauchveredelung von hochmanganlegiertem TWIP-Stahl unter Berücksichtigung der wasserstoffinduzierten Rissbildung nach Umformen*, Saarbrücken/Dortmund, 2010, Diss.
- [Boe90] Böhme, D.: *Gezielte Beeinflussung des Lichtbogenschweißens in der Fertigung*, DVS-Berichte Band 127, DVS-Verlag, Düsseldorf 1990
- [Bou11] Bouaziz, O.; Allain, S.; Scott, C. P.; Cugy, P.; Barbier, C.: *High Manganese Austenitic Twinning Induced Plasticity Steels: a Review of the Microstructure Properties Relationships*, Current Opinion in Solid State and Materials Science 15, 2011, pp. 141-168
- [Bra06] Bracke, L.; Mertens, G.; Penning, J.; de Cooman, B.; Liebeherr, M.; Akdut, N.: *Influence of Phase Transformations on the Mechanical Properties of High-Strength Austenitic Fe-Mn-Cr Steel*, Metallurgical and Materials Transactions, Volume 37A, 2006, pp. 307-317
- [Bro10] Brokmeier, K.: *Entwicklung und Untersuchung der Eigenschaften hochfester Leichtbaustähle auf Basis von Fe-Mn-C (Al-Si) Legierungen*, Papierflieger Verlag, Clausthal-Zellerfeld 2010, Diss.
- [Buc06] Buchfink, G.; Leibinger-Kammüller, N. (Hrsg.): *Werkzeug Laser – ein Lichtstrahl erobert die industrielle Fertigung*, Vogel Buchverlag, Würzburg, 2006

- [Che12] Chen, L.; Yang, Z.; Qin, X.: *Some Aspects of High Manganese Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel, A Review*, Acta Metall. Sin. (Eng.Lett.) Vol. 26 No.1, 2013, pp. 1-15
- [Dah14] Dahmen, M.; Daamen, M.; Hirt, G.: *Laser beam welding of high manganese TWIP steels produced by twin roll strip casting*, 2<sup>nd</sup> International Conference on High Manganese Steel, Aachen 2014, pp. 49-52
- [Dil05] Dilthey, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 – Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*, Springer Verlag, 3., bearbeitete Auflage, Aachen 2005
- [Dil06] Dilthey, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1 – Schweiß- und Schneidtechnologien*, Springer Verlag, 3. überarbeitete Auflage, Aachen, 2006
- [Dil94] Dilthey, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren*, VDI-Verlag, 1994
- [DIN06] DIN EN 1011-6: *Schweißen – Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe – Teil 6: Laserstrahlschweißen*, 2006
- [Doh15] Dohlus, R.: *Lasertechnik*, Walter de Gruyter GmbH, Coburg, 2015
- [DVS00] DVS Merkblatt 3011: *Schweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen (S/W-Verbindungen)*, 2000
- [Eic10] Eichler, J.; Eichler, H.-J.: *Laser – Bauformen, Strahlführung, Anwendungen*, Springer Verlag, 7. aktualisierte Auflage, Berlin, 2010
- [Eic13] Eichhorn, M.: *Laserphysik – Grundlagen und Anwendungen für Physiker, Maschinenbauer und Ingenieure*, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg 2013,
- [Fah03] Fahrenwaldt, H. J.; Schuler, V.: *Praxiswissen Schweißtechnik – Werkstoffe, Verfahren, Fertigung*, Friedr. Vieweg & Sohn Verlag / GWV Fachverlage GmbH, 1. Auflage, Wiesbaden 2003
- [Fin10] Fink, C.; Zinke, M.; Keil, D.: *Untersuchungen an neuartigen Fe-Mn-Stählen mit TWIP-Effekt mittels thermomechanischer Zyklen*, DVS Berichte, 30. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2009, Braunschweig 2010, S.95-99
- [Fon15] Fonstein, N.: *Advanced High Strength Sheet Steels – Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*, Springer International Publishing AG Switzerland, Chicago 2015

- [Fri13] Friedrich, H. (Hrsg.): *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*, Springer Vieweg, Wiesbaden 2013
- [Fro98] Frommeyer, G.; Grässel, O.: *Hochfeste FeMn-(Al, Si) TRIP/TWIP-Stähle für crashstabile Fahrzeugstrukturen*, in Symposium 2: Werkstoffe für die Verkehrstechnik, Band 2, S.213-218, Düsseldorf 1998
- [Fue14] Füssel, U.; Häßler, M.; Weltmann, K.-D.: Steigerung der Wirtschaftlichkeit des MSG-Schweißprozesse durch konsequente Nutzung der Potentiale von Schutzgasen, AIF-Schlussbericht, 2014
- [Gig04] Gigacher, G.; Bernhard, C.; Krieger, W.: *Eigenschaften hochmanganhaltiger Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen*; BHM, 149. (2004), 3, S. 112-117
- [Gra00] Grässel, O.: *Entwicklung und Charakterisierung neuer TRIP/TWIP Leichtbaustähle auf der Basis Fe-Mn-Al-Si*, Papierflieger Verlag, Clausthal-Zellerfeld 2000, Diss.
- [Gra00a] Grässel, O.; Krüger, L.; Frommeyer, G.; Meyer, L.W.: *High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application*, International Journal of Plasticity, 2000, pp. 1391-1409
- [Hae06] Hänsch, H.; Krebs, J.: *Eigenspannungen und Formänderungen in Schweißkonstruktionen – Grundlagen und praktische Anwendungen*, DVS Verlag, Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 138, Düsseldorf 2006
- [Hae61] Hänsch, H.; Krebs, J.: *Eigenspannungen und Schrumpfungen in Schweißkonstruktionen – Festigkeit, Gestaltung und Fertigung unter dem Einfluß des Schweißens*, VEB Verlag Technik Berlin, Berlin 1961
- [Has03] Hasse, S.: *Guß- und Gefügefehler – Erkennung, Deutung und Vermeidung von Guß- und Gefügefehlern bei der Erzeugung von gegossenen Komponenten*, 2. aktualisierte und erweiterte Auflage, Schiele & Schön, Berlin 2003
- [Hen11] Henning, F.; Moeller, E.: *Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung*, Carl Hanser Verlag, München Wien 2011
- [Her93] Herziger, G. (Hrsg.), Loosen, P. (Hrsg.): *Werkstoffbearbeitung mit Laserstrahlung – Grundlagen, Systeme, Verfahren*, Carl Hanser Verlag, München 1993
- [Hic73] Hickel, H.: *Eigenspannungen und Festigkeitsverhalten von Schweißverbindungen*, Universität Karlsruhe, 1973, Diss.

- [Hor06] Hornbogen, E.; Warlimont, H.: *Metalle – Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*, Springer-Verlag, 5., neubearbeitete Auflage, Bochum/Dresden 2006
- [Hor09] Hornbogen, E.; Skrotzki, B.: *Mikro- und Nanoskopie der Werkstoffe*, Springer Verlag, 3. Auflage, Bochum/Berlin, 2009
- [Hua15] Huang, M. X.; Liang, Z. Y.; Luo, Z. C.: *Critical Assessment 15: Science of deformation and failure mechanisms in twinning induced plasticity steels*, Materials Science and Technology, Vol. 31 No. 11, 2015, S.1265-1270
- [Hue09] Hügel, H.; Graf, T.: *Laser in der Fertigung – Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren*, Vieweg + Teubner / GWV Fachverlage GmbH, 2. neubearbeitete Auflage, Wiesbaden, 2009
- [Ils04] Ilchner, B.; Singer, R. F.: *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik – Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*, 4., neu bearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag, Lausanne/Erlangen, 2004
- [Ing14] Ingendahl, T.; Unruh, K.; Yang, L.; Verhaeghe, G.; Bleck, W.: *Material Behavior of High-Manganese Steel after Laser Welding*, 2<sup>nd</sup> International Conference on High Manganese Steel, Aachen 2014, pp. 53-56
- [IW12] Swider, M. A.; Lizunkova, Y.; Hassel, T.; Bach, Fr.-W.: Abschlussbericht – Entwicklung eines Zusatzwerkstoffes zum rissfreien Verschweißen von HSD-Stahl und von HSD in Kombination mit anderen Stählen, Institut für Werkstoffkunde, Hannover 2012
- [Jas11] Jasnaus, U.; Sumpf, A.; Brandt, R.: *Laser-MSG-Hybridschweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen – Ergebnisse eines Forschungsprojekts*, WILEY-VCH- Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim 2011, S. 27-30
- [Kap16] Kaplan, A.; Kim, H.-K.; Bang, H.-S.; Bang, H.-S.; Näsström, J.; Forstevarg, J.: *Narrow gap laser welding by multilayer hot wire addition*, Journal of Laser Applications, Volume 28, Issue 2, Mai 2016
- [Kei10] Keil, D.; Zinke, M.: *Heißrissneigung neuartiger austenitischer Fe-Mn-Stähle für den Automobilbau*, DVS Berichte, 30. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik 2009, Braunschweig 2010, S.85-89
- [Kei13] Keil, D.: *Beitrag zur Schweißneigung hoch manganhaltiger Stähle*, Shaker Verlag, Magdeburg 2013, Diss.

- [Klo06] Klocke, F.; König, G.: *Fertigungsverfahren 4 – Umformen*, Springer Verlag, Aachen, 2006
- [Koc11] Koch, J.: *Laserendbearbeitung metallischer Werkstoffe*, Verlagshaus Monsenstein und Vannerdat OHG, Ilmenau 2011, Diss.
- [Koe91] König, G.: *Ein Beitrag zur Weiterentwicklung teilzerstörender Eigenspannungsmessverfahren*, MPA Universität Stuttgart, Stuttgart 1991, Diss.
- [Kra99] Kranz, S. W.: *Mechanisch-technologische Eigenschaften metastabiler austenitischer Edelstähle und deren Beeinflussung durch den TRIP-Effekt*, Shaker Verlag, Aachen 1999, Diss.
- [Kun07a] Kuntz, M.: *Verformungsmechanismen hoch manganlegierter austenitischer TWIP-Stähle*, Der andere Verlag, Stuttgart 2007, Diss.,
- [Kun07b] Kuntz, M.; Lempenauer, K.; Stauffer, W.; Roos, E.: *Verformungs-mechanismen hochmanganlegierter Twip-Stähle*, Stahl und Eisen 12, 2007, S. 83-89
- [Kul10] Kull, H.-J.: *Laserphysik – Physikalische Grundlagen des Laserlichts und seine Wechselwirkung mit Materie*, Oldenbourg Wissenschaftsverlag GmbH, München 2010
- [Lan01] Lange, G. (Hrsg.): *Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle*, 5. Auflage, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde, WILEY-VCH Verlag GmbH, Weinheim 2001
- [Lee14] Lee, S.; Lee, C.-Y.; Lee, Y.-K.: *Schaeffler diagram for high Mn steels*, Journal of Alloys and Compounds, issue 628, Seoul (Korea) 2014, pp. 46-49
- [Lis98] Lison, R.: *Wege zum Stoffschluß über Schweiß- und Lötprozesse*, DVS Verlag, Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 131, Jülich 1998
- [Lon11] Longerich, S.: *Untersuchungen zum laserstrahlschweißen unter Vakuum im Vergleich mit dem Elektronenstrahlschweißen*, Shaker Verlag, Aachen 2011, Diss.
- [Mal77] Malisius, R.: *Schrumpfungen, Spannungen und Risse beim Schweißen*, 4., überarbeitete und erweiterte Auflage, DVS Verlag, Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 10, Emmendingen 1977
- [Mat10] Mattox, D. M.: *Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing*, 2. edition, William Andrew Elsevier, 2010



- [Mat12] Matthes, K.-J.; Schneider, W. (Hrsg.): *Schweißtechnik: Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen*, 5., neu bearbeitete Auflage Fachbuchverlag Leipzig, 2012
- [Men04] Mendez, J.; Ghoreshy, M.; Mackay, W.B.F.; Smith, T.J.N.; Smit, R.W.: *Weldability of austenitic manganese steel*, Journal of Materials Processing Technology, Volumes 153-154, Kingston 2004, pp. 596-602
- [Mil09] Million, K.; Burba, H.; Datta, R.; Zimmermann, H.: Grundursachen von Ablösungen (Disbonding) in austenitisch-ferritischen Mischverbindungen und vorbeugender Lösungsansatz, Schweißen und Schneiden 61, Heft 12, 2009, S. 704-715
- [Mue95] Munker, J.: *Untersuchung und Weiterentwicklung der Auswertungsmethoden für teilzerstörende Eigenspannungsmessverfahren*, TIM-Forschungsberichte, Erkrath 1995, Diss.
- [Muj12] Mújica Roncery, L.; Weber, S.; Theisen, W.: *Welding of twinning-induced plasticity steels*, Scripta Materialia, Heft 66, Bochum Berlin 2012, S.997-1001
- [Mül94] Müllner, P.: *Verformungsmechanismen stabil-austenitischer Stähle*, Zürich 1994, Diss.
- [Mur02] Murty, B. S.; Kori, S. A.; Chakraborty, M.: *Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying*, International Materials Reviews 47, 1 (2002) 3 – 29.
- [Nit07] Nitschke-Pagel, T.; Dilger, K.: *Eigenspannungen in Schweißverbindungen – Teil 3: Verringerung von Eigenspannungen*, Schweißen und Schneiden 59, Heft 7-8, Braunschweig 2007, S.387-395
- [Not17] Nothdurft, S.et al.: *Beeinflussung des Schmelzbades von Mischverbindungen im Laserstrahlschweißprozess durch Ultraschall*, 2. Niedersächsisches Symposium Materialtechnik, Clausthal-Zellerfeld 2017, S. 259-268
- [Oeh53] Oehler, G.: *Das Blech und seine Prüfung – Fehlermerkmale und deren Beseitigung, Umformbarkeit, Schweißbarkeit, Prüfung und Festigkeit, Gefügestand und Oberfläche, Dickenmessungen*, Springer-Verlag, 1953
- [Ott11] Otto, M.; John, D.; Schmidt-Juergensen, R.; Springub, B.; Cornelissen, M.; Berkhout, B.; Patel, J.: *HSD®-Steels – Optimized TWIP Steels*, HMnS 2011, Korea
- [Pei92] Peiter, A. (Hrsg.): *Handbuch Spannungsmesspraxis – Experimentelle Ermittlung mechanischer Spannungen*, Vieweg Verlag, Braunschweig 1992

- [Pfe91] Pfeiffer, W.: *Ein neuer Ansatz für Intensitäts- und Untergrundkorrekturen bei der röntgenographischen Eigenspannungsmessung mit dem  $\omega$ -Diffraktometer*, IWM-Bericht 5/90, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, Freiburg 1991
- [Phi92] Phillips, R.H.; Metzbow er, E.A.: *Laser Beam Welding of HY80 and HY100 Steels Using Hot Welding Wire Addition*, Welding Research Supplement, 1992. pp. 201-208
- [Poh94] Pohle, C.: *Eigenschaften geschweißter Mischverbindungen zwischen Stählen und Chrom Nickel-Stählen*, DVS Verlag, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 121, Ludwigshafen 1994
- [Poh99] Pohle, C.: *Schweißen von Werkstoffkombinationen – Metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele*, DVS Verlag, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 140, Ludwigshafen 1999
- [Pop05] Poprawe, R.: *Lasertechnik für die Fertigung – Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur*, Springer Verlag, Aachen, 2005
- [Qui12] Quiroz, V.; Gumenyuk, A.; Rethmeier, M.: *Laser beam welding of high-manganese austenitic and duplex stainless steel sheets*, Welding in the World, Vol. 56 Issue 1/2, Berlin 2012
- [Rab78] Rabinovič, B. V.; Mai, R.; Drossel, G.: *Grundlagen der Gieß- und Speisetechnik für Sandformguß*, 1. Auflage, Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1978
- [Rad02] Radaj, D.: *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen – Rechen- und Meßverfahren*, Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 143, Düsseldorf 2002
- [Rap72] Rappe, H.-A.: *Beitrag zur Frage der Schweiß Eigenspannungen*, Technische Universität Hannover, 1972, Diss.
- [Ris95] Risch, A.: *Laserstrahlschweißen von Austenit-Ferrit-Verbindungen mit Zusatzdraht – Metallurgie und Schweißnahteigenschaften*, Shaker Verlag, Aachener Berichte Fügetechnik, Aachen 1995, Diss.
- [Ruh82] Ruhs, W.: *Röntgenographische Eigenspannungsmessung an bearbeiteten Oberflächen*, Montanuniversität Leoben, 1982 Leoben, Diss.
- [Rus13] Russo Spena, P.; Matteis, P.; Sanchez, A. Scavino, G.: *Strength and fracture of TWIP steel dissimilar weld joints*, Convegno Nazionale IGF XXII, Rom 2013, pp 109-117

- [Sah11] Saha, D.C.; Choi, C.Y.; Sangho, H.; Chin, K.G.; Choi, I.; Park, Y.-D.: *Weldability Evaluation and Microstructure Analysis of Resistance Spot Welded High Manganese Steel in Automotive Application*, HMnS2011, Seoul Korea 2011
- [Sch03] Schuster, J.: *Heißrisse in Schweißverbindungen – Entstehung, Nachweis und Vermeidung*, DVS Verlag GmbH, Düsseldorf, 2003
- [Sch04] Schumann, H.; Oettel, H.: *Metallografie*, Wiley-VCH Verlag, 14. Auflage, 2004
- [Sch09] Schperktter, M.; Eichholz, H.; Otto, M.; John, D.; Spitzer, K.-H.; Stehlin, M.; Bodorf-Zimmer, B.; Wans, J.: *Energieeinsparung, CO<sub>2</sub>-Emissionsvermeidung und Ressourcenschonung bei der Herstellung und Anwendung von (hochfesten und duktilen) HSD®-Stählen*, BMBF-Schlussbericht, fona-Projekt, 2009
- [Sch11] Schtt, T.: *Experimentelle und numerische Untersuchungen zur fertigungsbedingten Entstehung von Fehlern in Mischschweiverbindungen*, MPA, Stuttgart 2011, Diss.
- [Sch14] Schmidt-Jrgensen, R.: *Energieeinsparungen durch Bandgieen von Leichtbausthlen (EnBaL)*, Abschlussbericht, BMU-Umw eltinnovationsprogramm KfW-AZ: MBe1 – 00169, Salzgitter 2014
- [Sch74] Schumann, H.: *Einfluss der Stapelfehlerenergie auf den kristallographischen Umgitterungsmechanismus der  $\gamma/\alpha$ -Umwandlung in hochlegierten Stählen*, Kristall und Technik, Band 10 Heft 10, 1974
- [Sch96] Schw arz, T.: *Beitrag zur Eigenspannungsermittlung an isotropen, anisotropen sowie inhomogenen, schichtweise aufgebauten Werkstoffen mittels Bohrlochmethode und Ringkernverfahren*, MPA Universität Stuttgart, Schondorf 1996, Diss.
- [SF15a] Internationaler Schweifachingenieurlehrgang (SFI), Hauptgebiet 1, GSI SLV 2015
- [SF15b] Internationaler Schweifachingenieurlehrgang (SFI), Hauptgebiet 2, GSI SLV 2015
- [SIZ12] Stahl-Informationen-Zentrum: *Automobiler Leichtbau mit Stahl – Gewichtsspirale umgekehrt*, SIZ Medieninformation, Düsseldorf 2012
- [Spi09] Spieß, L.; Teichert, G.; Schwarzer, R.; Behnken, H.; Genzel, C.: *Moderne Röntgenbeugung – Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*, View eg + Teubner Verlag, 2., überarbeitete und erweiterte Auflage, Ilmenau 2009

- [Ste07] Stehlin, M.: *Untersuchungen zum Leichtbaupotenzial moderner Stähle im Fahrwerk*, PZH Verlag, Clausthal-Zellerfeld 2007, Diss.,
- [Ste08] Stelling, K.: *Laserstrahl-Plasma-Hybridschweißen austenitischer Stähle*, BAM-Dissertationsreihe, Band 39, Berlin 2008, Diss.
- [Ste10] Steen, W.; Mazumder, J.: *Laser Material Processing*, Springer-Verlag, 4. Auflage, London 2010
- [Ste12] Steidl, F.; Stibbe, R.: *Schweißen von Schwarz-Weiß-Verbindungen*, DVS Der Praktiker, Heft 3, Karlsruhe 2012, S. 66-68
- [Ste93] Stenke, V.: *Besonderheiten und Eigenschaften von Mehrkomponentengasen in der Schweißtechnik*, DVS Berichte 155, DVS-Verlag, 1993
- [Spr91] Springer, H.-J.: *Abbau von Eigenspannungen in Gesenkschmiedestücken durch spezielle Wärmebehandlungen*, VDI Verlag, Hannover 1991
- [STA18] statista, das Statistik Portal: Durchschnittspreise ausgewählter mineralischer Rohstoffe in den Jahren 2010 bis 2016, unter <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/260427/umfrage/durchschnittspreise-ausgewaehlter-mineralischer-rohstoffe/> (aufgerufen am 29.08.2018)
- [SZ18] Initiative Automotive der Salzgitter AG: *HSD®-Stahl*, unter <https://www.initiative-automotive.de/de/produkte/warm-und-kaltflachprodukte/werkstoffe/hshr-stahl.html> (aufgerufen am: 24.08.2018)
- [SZF15] Salzgitter Flachstahl GmbH: *Datenblatt HC340LA*, Stand 05/15
- [Tei17] Teichmann, F.; Köhler, M.; Pries, H.; Dilger, K.: *Verringerung der Porenbildung beim Laserstrahlschweißen von Aluminium-Druckgusslegierungen durch reduzierten Umgebungsdruck und Doppelfokustechnik*, 36. Assistentenseminar Füge- und Schweißtechnik, DVS Berichte, DVS Media GmbH, Düsseldorf 2017
- [Tie82] Tietz, H.-D.: *Grundlagen der Eigenspannungen – Entstehung in Metallen, Hochpolymeren und silikatischen Werkstoffen – Meßtechnik und Bewertung*, 1. Auflage, Springer Verlag, Magdeburg Zwickau 1982
- [Toe13] Tölle, F.: *Eigenspannungsreduktion in strahlgeschweißten Nähten mittels Spannungumlagerung durch den Einsatz defokussierter Elektronen- bzw. Laserstrahlen*, BAM-Dissertationsreihe, Band 105, Berlin 2013
- [Tru18] Trumpf Werkzeugmaschinen GmbH + Co.KG; TruDisk – TRUMF Scheibenlaser -

- Technische Daten, Online-Ressource: [https://www.trumpf.com/de\\_DE/produkte/laser/scheibenlaser/trudisk/](https://www.trumpf.com/de_DE/produkte/laser/scheibenlaser/trudisk/), Letzter Aufruf: 02.08.2018
- [Tru01] Trube, S. et al.: *Schutzgase zum Schweißen und Formieren von CrNi-Stählen*, Jahrbuch Schweißtechnik 2001, DVS-Verlag, 2001
- [Tw a13] Twardowski, R.: *Mikrostrukturelle Beschreibung von Verformung und Schädigung hochmanganhaltiger Stähle mit TRIP- und TWIP-Effekt*, Aachen 2013, Diss.
- [Vei14] Veit, J.: *Untersuchungen zum artgleichen Widerstandspunktschweißen von hochmanganhaltigen TWIP-Stählen für den Automobilbau*, Papierflieger Verlag, Clausthal-Zellerfeld 2014, Diss.
- [Ver95] Verwaerde, A.; Fabbro, R.: *Experimental study of continuous CO<sub>2</sub> laser welding at subatmospheric pressures*, Journal of Applied Physics 78, 1995
- [Voe13] voestalpine Böhler Welding: *Böhler – Wissenswertes für den Schweißer – Handbuch der voestalpine Böhler Welding Austria GmbH*, Ausgabe 09, 2013
- [Wan14] Wans, J.; Geerkens, C.; Cremers, H.; Grethe, U.; Juchmann, P.; Schmidt-Jürgensen, R.: *Belt Casting Technology – Experiences based on the worldwide first BCT<sup>®</sup> caster*, 2<sup>nd</sup> International Conference on High Manganese Steel, Aachen 2014, pp. 149-152
- [Web10] Weber, S.; Mujica, L.; Pinto, H.; Thomy, C.; Vollertsen, F.: *Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels*, Materials Science and Engineering, Volume 527, Issue 7-8, Bochum 2010, pp. 2071-2078
- [Wei08] Weiler, S.: *Scheibenlaser für die Industrie – Kurz- und Ultrakurzpuls laser mit hoher mittlerer Leistung*, Laser+Photonik Heft 5, 2008, S. 62-65
- [Wei15] Weinhammer, G.: *Besonderheiten bei der metallographischen Präparation von Schwarz-Weiß-Verbindungen*, Praktische Metallographie, Heft 2, Carl Hanser Verlag München, 2015
- [Wes18] Wesling, V.; Treutler, K.; Gehling, T.: *Influence on the strength of high-strength fine-grained structural steels by thin-film-coated GMA welding electrodes*, 20. Werkstofftechnisches Kolloquium, Band 72, Chemnitz 2018, S. 138-147
- [Wie09] Wiener, J.; Gigacher, G.; Penz, S.; Bernhard, C.: *Metallurgische Herausforderungen neuer Legierungskonzepte am Beispiel von Induced Plasticity (IP)-Stählen*, BHM 154, Heft 1, Leoben 2009

- [Wit17] Wittig, B.; Zinke, M.; Jüttner, S.; Seipp, A.; Schwabe, R.; Keil, D.: Procedure for developing a constitution diagram for dissimilar metal welds of high manganese steels, Steels in Cars and Trucks, Amsterdam 18.-22.06.2017
- [Woh86] Wohlfahrt, H.: Die Bedeutung der Austenitumwandlung für die Eigenspannungsentstehung beim Schweißen, HTM Nr. 41, Nr.5 1986, S. 249-257
- [Wu00] Wu, W.: *Influence of vibration frequency on solidification of weldments*, Scr. Mater. 42, 2000, pp. 661-665
- [Yu12] Yu, J.; Shim, J.; Rhee, S.: *Characteristics of Resistance Spot Welding for 1 GPa Grade Twin Induced Plasticity Steel*, Materials Transactions, Vol.53 Issue 11, Seoul Korea 2012

## Abbildungsverzeichnis

|   |    |
|---|----|
| Abbildung 1-1: Sicherheitsstruktur des Golf VII aus Stahl [SIZ12] .....   | 1  |
| Abbildung 2-1: Absorptionsverhalten verschiedener Werkstoffe und Laserstrahlquellen<br>[SFI15a] .....   | 4  |
| Abbildung 2-2: Prinzip des Wärmeleitungs- und Tiefschweißens [SFI15a] .....   | 5  |
| Abbildung 2-3: Mögliche Verformungsmechanismen in Kristallen nach [Ste07] .....   | 9  |
| Abbildung 2-4: Scherung von Kristallen durch mechanische Zwillingbildung nach [Bae09] und<br>[Ste07] .....  | 10 |
| Abbildung 2-5: Einordnung der FeMn-Stähle nach ihren mechanischen Eigenschaften nach<br>[Ste07] .....   | 12 |
| Abbildung 2-6: Schaeffler-Diagramm mit Bereichen möglicher Gefahren infolge des<br>Schweißens [Mat12] .....   | 19 |
| Abbildung 3-1: Mischschweißgut einer Schweißnaht aus hochmanganhaltigem und<br>ferritischem Stahl .....   | 20 |
| Abbildung 3-2: Ausbildung des Schweißgefüges bei Überlapp-Mischverbindungen aus FeMn<br>(oben) und S420MC (unten) in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit<br>[Beh17] ..... | 21 |
| Abbildung 4-1: Schematischer Arbeitsplan .....  | 22 |
| Abbildung 5-1: Einordnung des hochmanganhaltigen TWIP-Stahls [SZ18] .....   | 24 |
| Abbildung 6-1: Universalprüfmaschine Zwick Z100 und Kamerasystem .....  | 29 |
| Abbildung 6-2: Probengeometrie der Längszugprobe für die dynamisch schwingenden<br>Untersuchungen .....   | 30 |
| Abbildung 7-1: Versuchsaufbau der Schweißversuche mit Kaltdraht und Schutzgas .....   | 31 |
| Abbildung 8-1: Nahtober- und -unterseite unter Verwendung von Schweißzusatzwerkstoffen  | 34 |
| Abbildung 8-2: Einfluss von Schweißschutzgas auf die Nahtausbildung .....   | 35 |
| Abbildung 8-3: Einfluss des CrNi-Schweißzusatzes auf die Gefügeausbildung .....   | 36 |
| Abbildung 8-4: Einfluss des Ni-Basis-Schweißzusatzes auf die Gefügeausbildung .....   | 37 |
| Abbildung 8-5: Einfluss des HMn-Schweißzusatzes auf die Gefügeausbildung .....  | 38 |
| Abbildung 8-6: Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Härteverteilung a) CrNi, b) Ni-<br>Basis, c) HMn .....   | 39 |
| Abbildung 8-7: Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf die Elementverteilung a) CrNi, b)<br>Ni-Basis, c) HMn .....  | 41 |
| Abbildung 8-8: Ergebnisse der Erichsen-Tiefungsversuche .....   | 43 |
| Abbildung 8-9: Einfluss von Schweißzusatzwerkstoffen auf das Bruchverhalten bei<br>mehrachsigter Beanspruchung .....  | 44 |

|  |    |
|--|----|
| Abbildung 8-10: Bruchflächenanalyse mittels REM der Schweißverbindungen a) CrNi-Zusatz,<br>b) HMn-Zusatz.....  | 45 |
| Abbildung 9-1: Optimierungsmaßnahmen zum Einsatz des hochmanganhaltigen<br>Zusatzwerkstoffes.....  | 47 |
| Abbildung 9-2: Einfluss der Streckenenergie auf die Schweißnahtausbildung a) E = 44 kJ/m,<br>b) E = 60 kJ/m, c) E = 96 kJ/m .....  | 48 |
| Abbildung 9-3: Einfluss des Lasereinstrahlwinkels auf die Gefügeausbildung .....   | 49 |
| Abbildung 9-4: Einfluss der Heißdrahttechnologie auf die Gefügeausbildung.....   | 51 |
| Abbildung 9-5: Einfluss von Schweißschutzgasen auf die Gefügeausbildung unter<br>Verwendung des HMn-Zusatzes a) ohne, b) Argon, c) Helium, d) Stickstoff, e)<br>90% Argon+10% CO <sub>2</sub> , f) Mischgas mit O <sub>2</sub> ..... | 54 |
| Abbildung 9-6: Einfluss von Schweißschutzgasen auf die Härteverteilung a) ohne, b) Argon, c)<br>Helium, d) Stickstoff, e) 90% Argon, 10% CO <sub>2</sub> f) Mischgas mit O <sub>2</sub> .....  | 55 |
| Abbildung 9-7: Einfluss von Schweißschutzgasen auf die Manganverteilung a) ohne SG,<br>b) Argon, c) Helium, d) Stickstoff, e) 10% Argon + 90% CO <sub>2</sub> , f) Mischgas mit<br>O <sub>2</sub> .....                              | 57 |
| Abbildung 9-8: Gefügeausbildung in Abhängigkeit des Mangangehaltes nach Guillet [Sch04]<br>.....   | 59 |
| Abbildung 9-9: Einfluss von Schweißschutzgasen auf das Tiefungsvermögen der<br>Schweißverbindungen, Erichsen-Tiefungs-Versuch .....  | 60 |
| Abbildung 9-10: PVD-Beschichtung des HMn-Schweißzusatzes am Beispiel Chrom.....  | 62 |
| Abbildung 9-11: Einfluss verschiedener Beschichtungselemente auf die Gefügeausbildung a)<br>Aluminium, b) Chrom, c) Titan, d) Niob .....   | 64 |
| Abbildung 9-12: Einfluss der Beschichtungselemente auf die Härteverteilung im Schweißgut a)<br>Aluminium, b) Chrom, c) Titan, d) Niob .....  | 65 |
| Abbildung 9-13: Elementverteilung der Schweißverbindungen unter Verwendung<br>verschiedener Beschichtungssysteme a) Aluminium, b) Chrom, c) Titan, d)<br>Niob .....  | 67 |
| Abbildung 9-14: Einfluss verschiedener Beschichtungselemente auf das Tiefungsvermögen<br>der Schweißverbindungen im Erichsen-Tiefungs-Versuch .....  | 68 |
| Abbildung 9-15: Einfluss verschiedener Beschichtungselemente auf das Bruchverhalten im<br>Erichsen-Tiefungs-Versuch unter mehrachsiger Beanspruchung a) Aluminium,<br>b) Chrom, c) Titan, d) Niob .....                              | 69 |
| Abbildung 9-16: REM-Bruchflächen-Analyse einer Erichsenprobe unter Einsatz des<br>niobbeschichteten Schweißdrahtes .....   | 70 |



|   |    |
|---|----|
| Abbildung 9-17: Ultraschallanregung der Fügezone a) Versuchsaufbau und<br>Sherographiesystem b) Interferogramm bei Anregung .....   | 72 |
| Abbildung 9-18: Einfluss der Ultraschallanregung auf die Gefügeausbildung im Schweißgut a)<br>HMn-Zusatz, b) HMn-Zusatz + Niob .....  | 73 |
| Abbildung 9-19: Vergleich der Härteverteilung im Schweißgut mit und ohne<br>Ultraschallanregung a) HMn ohne US, b) HMn mit US, c) HMn+Niob ohne US,<br>d) HMn+Niob mit US .....                                     | 74 |
| Abbildung 9-20: Einfluss der Ultraschallanregung auf die Manganverteilung bei Verwendung<br>des HMn-Zusatzes .....  | 75 |
| Abbildung 9-21: Einfluss der Ultraschallanregung auf die Niob-Verteilung bei Verwendung des<br>HMn-Zusatzes + Niob .....  | 76 |
| Abbildung 9-22: Einfluss der Ultraschallanregung auf das Tiefungsvermögen der<br>Schweißverbindungen im Erichsen-Tiefungs-Versuch .....   | 77 |
| Abbildung 10-1: Kennwerte des quasistatischen Zugversuches bei längsgeschweißten<br>Stahlmischverbindungen aus HC340LA und FeMn unter Verwendung<br>verschiedener Schweißzusatzwerkstoffe .....                     | 80 |
| Abbildung 10-2: Spannungs-Dehnungs-Diagramm sowie lokale Dehnungen einer mit dem Ni-<br>Basis-Zusatz geschweißten Zugprobe .....  | 82 |
| Abbildung 10-3: Spannungs-Dehnungs-Diagramm sowie lokale Dehnungen einer mit dem<br>HMn-Zusatz geschweißten Zugprobe .....  | 83 |
| Abbildung 10-4: Versagensursachen der Schweißverbindungen Ni-Basis und HMn<br>a) Übersicht der Bruchzone, b) REM Vergrößerung 30:1, c) REM<br>Vergrößerung 1500:1 .....   | 84 |
| Abbildung 10-5: Längszugversuche an Schweißverbindungen unter dynamisch schwingender<br>Beanspruchung .....   | 86 |
| Abbildung 10-6: Bruchflächenanalyse mittels REM a) Ni-Basis, b) HMn, c) HMn+Niob .....  | 87 |
| Abbildung 11-1: Verwendetes Halbhart-Profil aus FeMn und HC340LA .....  | 89 |
| Abbildung 11-2: Kanten der Bauteilproben nach dem Umformen a) Ni-Basis-Zusatz, b) HMn-<br>Zusatz .....  | 90 |
| Abbildung 11-3: Prüfaufbau der Vier-Punkt-Biegeprüfung .....  | 90 |
| Abbildung 11-4: Kraft-Weg-Verlauf (links) der Vier-Punkt-Biegeprüfung der<br>laserstrahlgewweißten Bauteilproben sowie das Säulendiagramm (rechts)<br>der gemittelten maximalen Kräfte und dazugehörigen Wege ..... | 91 |
| Abbildung 11-5 Versagensverhalten der Bauteilproben a) im Grundwerkstoff, b) in der<br>Schweißnaht .....  | 92 |
| Abbildung 11-6: REM-Analyse der Bruchfläche der versagten Schweißnaht .....   | 93 |

|  |     |
|--|-----|
| Abbildung 13-1: Bestimmung des Aufmischungsverhältnisses anhand einer<br>metallographischen Querschliffaufnahme..... | 96  |
| Abbildung 13-2: Austenitgehalt in Abhängigkeit der Legierungsanteile im Schweißgut .....                             | 99  |
| Abbildung 13-3: Erstarrungsintervall in Abhängigkeit der Legierungsanteile im Schweißgut 100                         |     |
| Abbildung 13-4: Ergebnisse der Berechnung der Legierungsanteile im Schweißgut.....                                   | 101 |

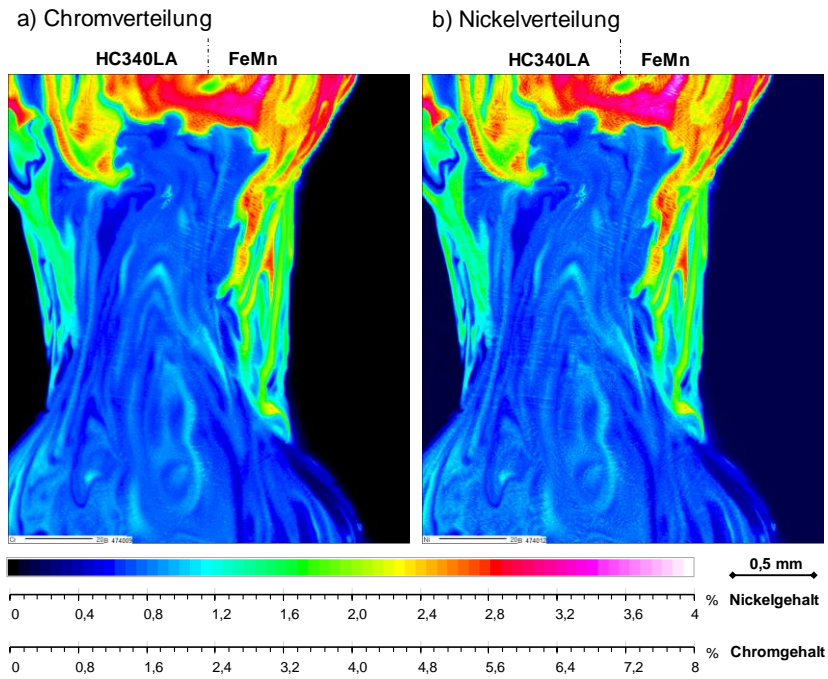
**Tabellenverzeichnis**

|  |     |
|--|-----|
| Tabelle 5-1: Chemische Zusammensetzung [Ott11], [SZF15].....   | 25  |
| Tabelle 5-2: Mechanisch-technologische Eigenschaften (quer) [SZ18], [SZF15].....                             | 25  |
| Tabelle 5-3: Physikalische Eigenschaften [Vei14].....  | 25  |
| Tabelle 6-1: Eigenschaften der verwendeten Laserquelle [Tru18] .....   | 26  |
| Tabelle 8-1: Chemische Zusammensetzung der Zusatzwerkstoffe [Voe13], [IW12] .....                            | 33  |
| Tabelle 12-1: Chemische Zusammensetzung der Grundwerkstoffe, des HMn-Zusatzes sowie<br>des Schweißgutes..... | 97  |
| Tabelle 12-2: Chemische Zusammensetzung des HMn-Zusatzes und des modifizierten HMn-<br>Zusatzes .....        | 102 |

Anhang

Anhang A 1

Elementverteilungen der Drahtvariation CrNi

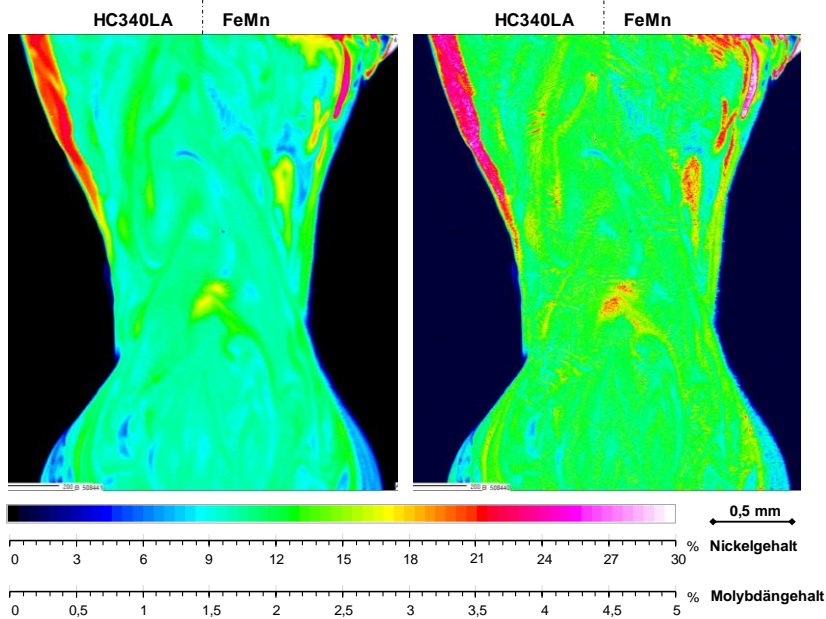


## Anhang A2

## Elementverteilungen der Drahtvariation Ni-Basis

a) Nickelverteilung

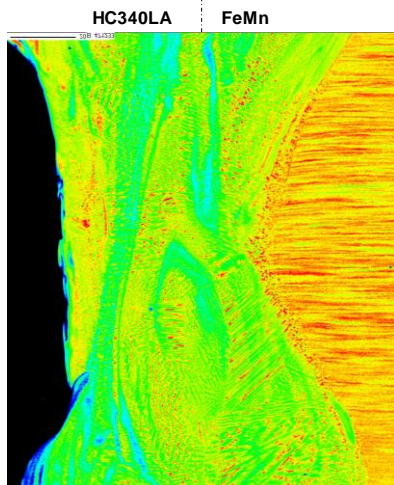
b) Molybdänverteilung



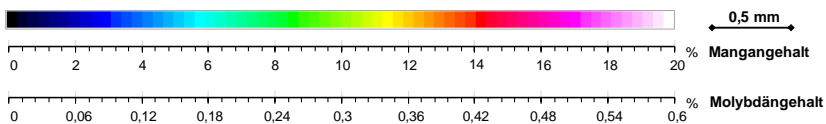
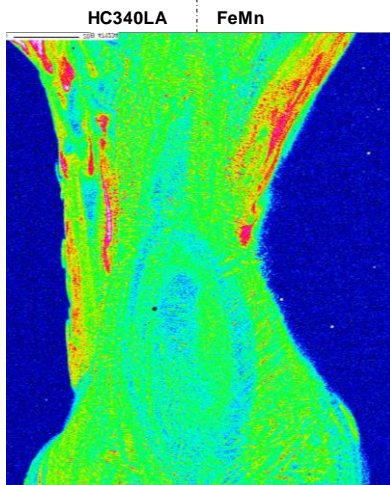
## Anhang A3

## Elementverteilungen der Drahtvariation HMn

a) Manganverteilung



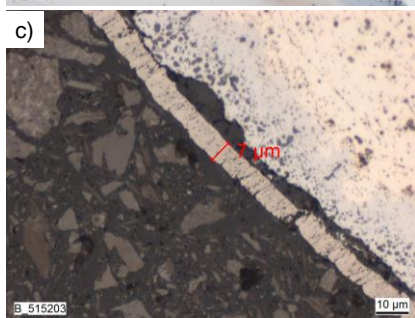
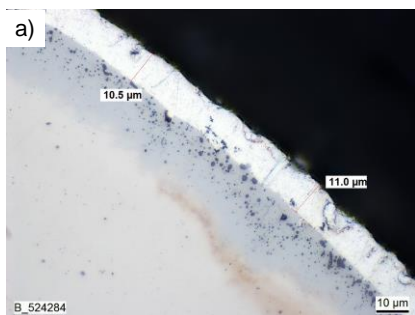
b) Molybdänverteilung



## Anhang B

Schichtdicken der Elementbeschichtungen des HMn-Zusatzdrahtes

a) Aluminium, b) Chrom, c) Titan, d) Niob

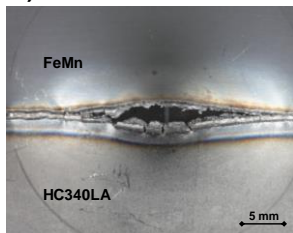


a)

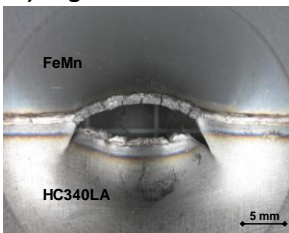
## Anhang C1

Einfluss der Schweißschutzgase auf das Bruchverhalten bei mehrachsiger Beanspruchung im Erichsen-Tiefungs-Versuch

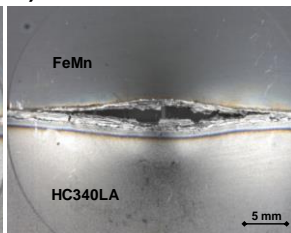
a) ohne



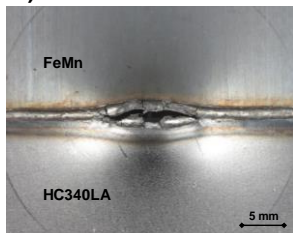
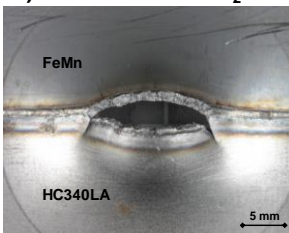
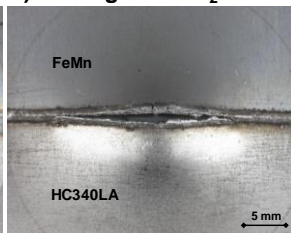
b) Argon



c) Helium



d) Stickstoff

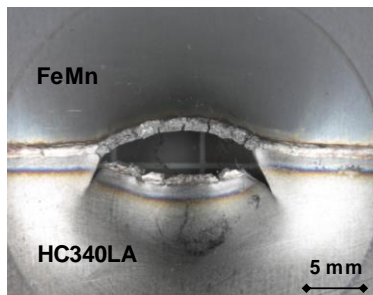
e) 90% Ar + 10% CO<sub>2</sub>f) Mischgas mit O<sub>2</sub>



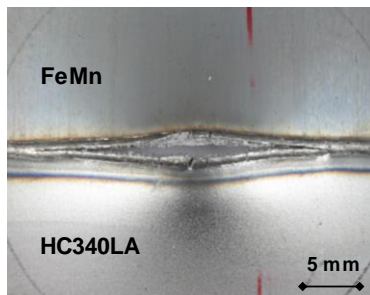
## Anhang C2

Einfluss der Ultraschallanregung auf das Bruchverhalten bei mehrachsiger Beanspruchung im Erichsen-Tiefungs-Versuch

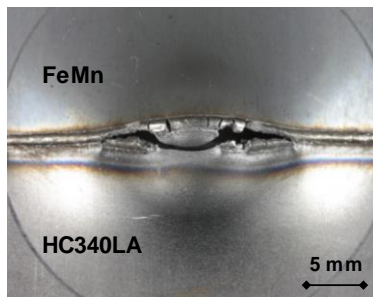
a) HMn



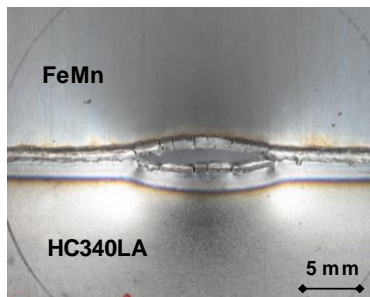
b) HMn + US



c) HMn + Nb

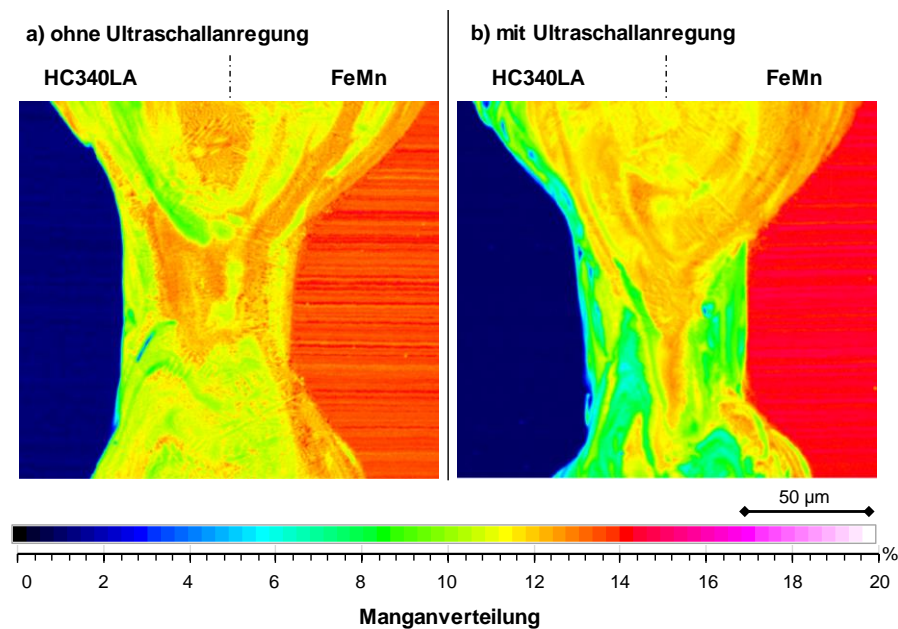


d) HMn + Nb + US



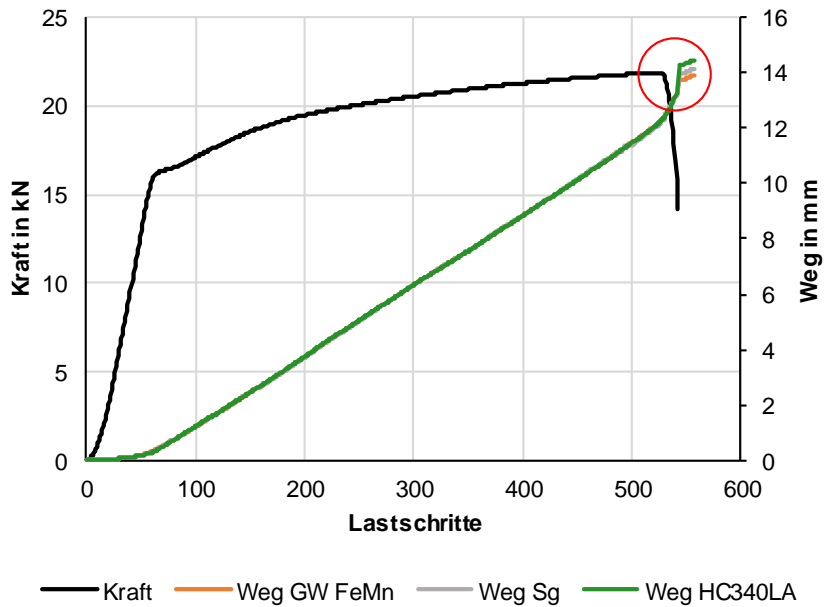
## Anhang D

Einfluss der Ultraschallanregung auf die Manganverteilung im Schw eißgutgefüge



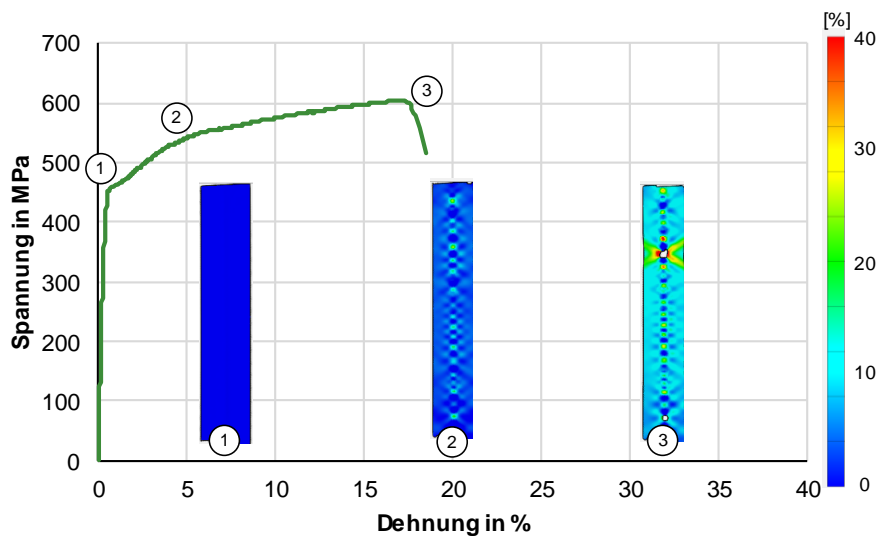
## Anhang E

Vergleich der Wegdaten der unterschiedlichen Probenbereiche während des Zugversuches



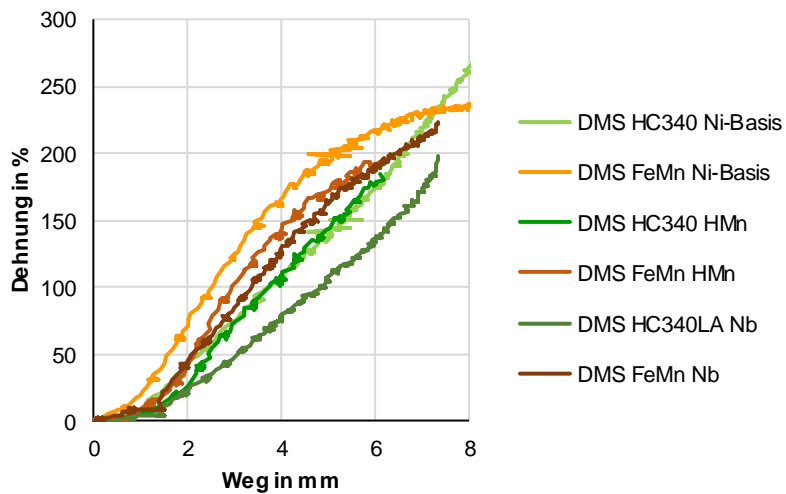
## Anhang F

Spannungs-Dehnungs-Diagramm sowie lokale Dehnungen einer mit dem niobbeschichteten HMn-Zusatz geschweißten Zugprobe



## Anhang G

Vergleich der DMS-Daten während der Bauteilprüfung



## Anhang H

Mittels DoE erstellter Versuchplan und Ergebnisse der Berechnungen der Gefügesimulation

| Versuch | Ti in % | Nb in % | Al in % | Cr in % | Ni in % | $\Delta T$ in K | Austenit in % |
|---------|---------|---------|---------|---------|---------|-----------------|---------------|
| N1      | 0       | 0       | 0,5     | 0       | 1       | 55              | 100           |
| N2      | 1,2     | 0       | 0,5     | 0       | 0       | 18              | 98,6          |
| N3      | 0       | 2       | 0,5     | 0       | 0       | 29              | 97,9          |
| N4      | 1,2     | 2       | 0,5     | 0       | 1       | 26              | 97,2          |
| N5      | 0       | 0       | 3       | 0       | 0       | 68              | 100           |
| N6      | 1,2     | 0       | 3       | 0       | 1       | 56              | 46            |
| N7      | 0       | 2       | 3       | 0       | 1       | 58              | 59            |
| N8      | 1,2     | 2       | 3       | 0       | 0       | 73              | 97            |
| N9      | 0       | 0       | 0,5     | 1       | 0       | 51              | 100           |
| N10     | 1,2     | 0       | 0,5     | 1       | 1       | 19              | 98,6          |
| N11     | 0       | 2       | 0,5     | 1       | 1       | 30              | 97,9          |
| N12     | 1,2     | 2       | 0,5     | 1       | 0       | 93              | 97,2          |
| N13     | 0       | 0       | 3       | 1       | 1       | 68              | 100           |
| N14     | 1,2     | 0       | 3       | 1       | 0       | 54              | 45            |
| N15     | 0       | 2       | 3       | 1       | 0       | 57              | 56            |
| N16     | 1,2     | 2       | 3       | 1       | 1       | 80              | 2,8           |
| N17     | 0,6     | 1       | 1,75    | 0,5     | 0,5     | 31              | 100           |

## Lebenslauf

**Persönliche Daten:**

Name: Friederike Graß  
Geburtsdatum: 09.02.1988  
Geburtsort: Wernigerode

**Schulausbildung:**

Juni 2007 Erlangung der Allgemeinen Hochschulreife  
2000-2007 Ratsgymnasium Peine  
1998-2000 Orientierungsstufe Wilhelmschule Peine  
1994-1998 Fröbelschule Peine

**Hochschulausbildung:**

Mai 2013 Hochschulabschluss als Diplomingenieur Maschinenbau  
2007-2013 Studium des allgemeinen Maschinenbaus an der  
Technischen Universität Clausthal

**Berufliche Tätigkeit:**

2013-2018 Wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für  
Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren der  
TU Clausthal  
2012-2013 Diplomandin bei der Salzgitter Mannesmann Forschung  
GmbH im Bereich Fügetechnik  
2011-2012 Praktikantin bei Seat S.A., Standort Martorell (Spanien)  
2008-2012 Wissenschaftliche Hilfskraft am Institut für Schweißtechnik  
und Trennende Fertigungsverfahren im Bereich  
Verschleißtechnik der TU Clausthal